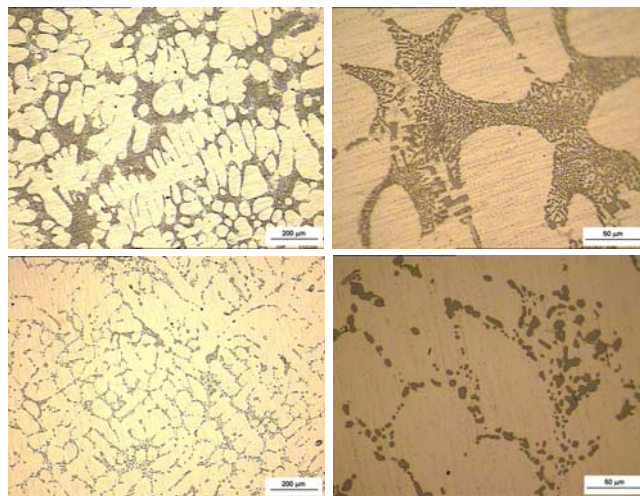




**Natália Ribeiro de
Oliveira**

**Transformações microestruturais nas ligas de
alumínio arrefecidas desde o domínio semi-sólido**

**Microstructural transformations in aluminium alloys
cooled from the semi-solid domain**





**Natália Ribeiro de
Oliveira**

**Transformações microestruturais nas ligas de
alumínio arrefecidas desde o domínio semi-sólido**

Dissertação apresentada à Universidade de Aveiro para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia de Materiais – 2º Ciclo, realizada sob a orientação científica do Prof. Dr. Rui Ramos Ferreira e Silva, Professor Associado do Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro.

o júri

Presidente

Prof. Dr. Fernando Manuel Bico Marques
Professor catedrático da Universidade de Aveiro

Prof. Dr. Alberto Cabral Ferro
Professor auxiliar do Instituto Superior Técnico

Dr. Filipe José Alves de Oliveira
Investigador auxiliar do CICECO, Universidade de Aveiro

Prof. Dr. Rui Ramos Ferreira e Silva
Professor associado da Universidade de Aveiro

Para ti, André Filipe por entenderes a minha ausência.

E para ti, “bébé”, pela tua constante presença.

“Há pessoas que transformam o sol numa simples mancha amarela, mas há também aquelas que fazem de uma simples mancha amarela o próprio sol.”

Pablo Picasso

agradecimentos

Gostaria de agradecer ao Prof. Dr. Rui Silva pela orientação e prestada sem a qual este trabalho nunca teria sido concretizado.

Ao Dr. Filipe Oliveira e ao Dr. Miguel Ângelo Neto do Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro pela disponibilidade prestada.

À Maria Miguel Macedo responsável pelo laboratório da empresa Haertha desejo expressar a minha gratidão pela colaboração prestada, na preparação das amostras e microscopia óptica.

Ao Edward Stiehl, da empresa Hydro da Noruega pela ajuda na análise microestrutural e microdurezas.

Ao engenheiro António Palma da empresa Hydro-Portalex pela análise química da liga estudada.

Ao meu marido Marco pelos fantásticos desenhos em Inventor e principalmente pela força e coragem prestada nesta etapa que não foi fácil para nós.

Um obrigado muito especial aos meus (verdadeiros) Amigos, familiares e colegas de trabalho que estiveram comigo sempre, apoiando-me e dando-me coragem para não desistir.

Por último, um agradecimento muito especial às duas pessoas a quem devo tudo e que sem elas nunca teria chegado até aqui. Obrigado pai e mãe...

“O que eu penso e o que eu sou são um livro aberto... o meu mistério não está no que sou... mas na criatividade de como actuo ao seguir os meus preceitos.”

Robertha Nobre Thompson

palavras-chave

Alumínio, A356, estado semi-sólido, envelhecimento, tixotrofia.

resumo

O alumínio, após o seu desenvolvimento industrial no início do século XX, tem vindo a assumir uma importância crescente na vida quotidiana. Um dos factores determinantes para a sua vasta aplicação prende-se com a sua baixa densidade e, com isso, elevada resistência específica. Em particular, a liga A356 (Al7Si0,3Mg) tem sido muito utilizada na indústria automóvel. A conformação de ligas metálicas no estado semi-sólido é um processo tecnológico muito recente, decorrente de estudos fundamentais iniciados na década de 70. A sua aplicação prática já se consolidou em vários sectores e há um bom número de empresas produzindo ligas e produtos tixotrofiados. Quanto à natureza das ligas metálicas empregues e/ou pesquisadas, as de Al-Si estão em franca maioria. O objectivo desta dissertação foi pois o de conhecer a microestrutura da liga de alumínio A356 arrefecida desde o estado semi-sólido, comparando-a com a do estado bruto de vazamento e determinar o efeito dos tratamentos térmicos na evolução das diferentes fases presentes. Pretendeu-se também estabelecer a relação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas da liga A356 após diferentes tratamentos térmicos. A microestrutura globular traz melhorias significativas em termos de conformação e propriedades mecânicas do produto. Durante a tixotrofia, a estrutura equiaxial é o principal parâmetro que garante a redução da viscosidade, melhorando as condições de fluxo com menores esforços e índices de segregação. Por microscopia óptica concluiu-se que as amostras aquecidas no estado semi-sólido apresentam uma morfologia globular para o silício do constituinte eutético, ao contrário das recebidas vazadas na forma de lingote, que apresentam uma morfologia de plaquetas. Os valores de microdureza da liga A356 melhoram com a realização de tratamentos térmicos (T4, T5 e T6), não ocorrendo, no entanto, diferenças significativas entre as amostras vazadas e as arrefecidas desde o estado semi-sólido.

keywords

Aluminum, A356, semi-solid state, ageing, thixoforming

abstract

Aluminium, after its industrial development in the beginning of the XXth century has gained considerable importance in our everyday life. The main reason for its vast application is the low density and superior specific mechanical strength. Particularly, the A356 (Al7Si0,3Mg) alloy has been very much used in automotive industry.

Forming of metal alloys in the semi-solid state is a very recent technological process, some basic studies being started in the 70's. At the present time, its practical application is already consolidated in several sectors and a good number of companies are producing alloys thixoformed parts. Regarding the nature of the metals employed and/or investigated, the Al-Si alloys are the most referred.

The objective of this dissertation was thus to study the microstructure of the A356 alloy after cooling from the semi-solid range and to compare it with the as-casting state and also to determinate the effect of several heat treatments in the evolution of the different phases. It was also intended the study of the relationship between the microstructure and the mechanical properties of the A356 alloy after the different heat treatments.

The globular microstructure brings significant improvements in terms of conformation efforts and mechanical properties of the product. During thixoforming, the equiaxial structure is the principal parameter that guarantees the reduction of the viscosity, thus improving the flow conditions with lower segregation.

By optical microscopy it was possible to conclude that the samples heated in the semi-solid state present a globular morphology for the silicium presented in the eutectic constituent, contrarily to the lamellar morphology in the ingots microstructure. The values of microhardness of the A356 alloy improve after heat treating (T4, T5 and T6), although no significant differences were disclosed between the conventionally cast samples and the cooled ones from the semi-solid state.

Índice

Lista de figuras

Lista de tabelas

Lista de abreviaturas e siglas

<u>1. Introdução</u>	1
<u>2. A liga A356</u>	5
2.1. Evolução histórica e propriedades das ligas de alumínio	5
2.2. Obtenção de alumínio primário e secundário	6
2.3. Alumínio e suas ligas	7
2.4. Diagrama de equilíbrio das ligas Alumínio-Silício	9
2.5. Ligas de fundição	17
2.6. Composição química da liga em estudo - A356	17
2.7. Refinamento de grão e espaçamento interdendrítico.....	21
<u>3. Conformação no estado semi-sólido</u>	25
3.1. Evolução histórica	25
3.2. Obtenção do estado semi-sólido	26
3.2.1. Solidificação parcial	27
3.2.2. Refusão parcial	29
3.3. Processos de conformação no estado semi-sólido	30
3.3.1. Thixoforming	32
3.3.2. Thixoforging	33
3.3.3. Thixocasting	35
<u>4. Tratamentos térmicos nas ligas de alumínio</u>	39
4.1. Introdução	39
4.2. Identificação dos tratamentos de endurecimento	40
4.3. Características da precipitação estrutural	42
4.4. Esferoidização do silício	47
<u>5. Metodologia experimental e análise da liga A356</u>	53
5.1. Corte das amostras	53
5.2. Análise Química	54
5.3. Ciclo térmico de aquecimento e manutenção no estado semi-sólido	54
5.3.1. Controlador do forno	58
5.3.1.1. Ensaio 1: Controlo pelo termopar do forno	59
5.3.1.2. Ensaio 2: Controlo pela amostra	60

5.4. Tratamentos térmicos	61
5.5. Preparação das amostras para observação metalográfica	63
5.5.1. Desbaste e polimento	63
5.5.2. Ataque químico	64
5.6. Ensaio de microdureza Vickers.....	64
5.7. Ensaio de tracção	68
<u>6. Resultados e discussões</u>	71
6.1. Ciclo térmico de aquecimento e manutenção no estado semi-sólido	71
6.1.1. Ensaio 1: controlo pelo termopar do forno	71
6.1.2. Ensaio 2: controlo pela amostra	72
6.1.3. Análise dos resultados	73
6.2. Tratamentos térmicos	75
6.2.1. Solubilização	75
6.2.2. Envelhecimento artificial	77
6.3. Microestruturas	77
6.4. Ensaio de microdureza Vickers	91
6.5. Ensaio de tracção	94
<u>7. Conclusões</u>	101
<u>8. Bibliografia</u>	103
Anexos	
Anexo A – Características técnicas da liga A356 e do alumínio	
Anexo B – Designação das ligas de alumínio para fundição	
Anexo C – Designação dos tratamentos térmicos	
Anexo D - Forno	
Anexo E - Microdureza	

Lista de Abreviaturas e Siglas

Abreviaturas

SSM – Semi-Solid Metallurgy ou Semi-Solid Metal Forming

Liq. – Líquido

rpm – rotações por minuto

DRX – Difracção por raios X

GP - Guinier-Preston

CCC – cúbica de corpo centrada

CFC – cúbica de faces centradas

SEM – microscópio electrónico de varrimento

TEM – microscópio electrónico de transmissão

S1 – amostra tal como recebidas vazadas na forma de lingote (“tal-qual”)

S2 – amostra tal como recebidas vazadas na forma de lingote (“tal-qual”) solubilizada

S3 – amostra tal como recebidas vazadas na forma de lingote (“tal-qual”) tratada com T4

S4 – amostra tal como recebidas vazadas na forma de lingote (“tal-qual”) tratada com T5

S5 – amostra tal como recebidas vazadas na forma de lingote (“tal-qual”) tratada com T6

SSM1 – amostra arrefecida desde o estado semi-sólido

SSM2 – amostra arrefecida desde o estado semi-sólido e solubilizada

SSM3 – amostra arrefecida desde o estado semi-sólido tratada com T4

SSM4 – amostra arrefecida desde o estado semi-sólido tratada com T5

SSM5 – amostra arrefecida desde o estado semi-sólido tratada com T6

T4 – tratamento térmico de solubilização e envelhecimento natural

T5 – tratamento térmico com envelhecimento artificial

T6 - tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial

HV – dureza Vickers

Sigla	Designação	Unidade
α	Ângulo de abertura	°
σ	Energia de interface sólido-líquido	
$R_{p0.2}$	Tensão de limite convencional de proporcionalidade	MPa
ε_f	Alongamento percentual até à fractura	
R_m	Tensão de ruptura à tracção	MPa
ν	Graus de liberdade	
a	Espessura de um provete plano	mm
A	Alongamento à ruptura	%
A	Área	mm

Sigla	Designação	Unidade
Al	Alumínio	%
Al ₂ O ₃	Óxido de alumínio	
B	Boro	%
<i>b</i>	Largura da zona útil de um provete plano	mm
C _l	Concentração no líquido	
Cu	Cobre	%
D	Diâmetro médio da partícula	
d	Distância interdendrítica	
d	Comprimento da diagonal	mm
D _l	Coefficiente de difusão no líquido	
E	Módulo de elasticidade	
F	Força de ensaio	kgf
Fe	Ferro	%
H	Calor latente de fusão	
K ₀	Constante de velocidade	
<i>L</i> ₀	Comprimento inicial entre referências	mm
<i>l</i> ₀	Comprimento inicial	
<i>L</i> _c	Comprimento da zona útil	mm
<i>l</i> _f	Comprimento final	
<i>L</i> _t	Comprimento total	mm
Mg	Magnésio	%
m _L	Curva do liquidus	
Mn	Manganês	%
n	Constante empírica	
n	Número de indentações	
Na	Sódio	%
Ni	Níquel	%
Q	Energia de activação	J/mol
q	Percentagem de redução de área à fractura ou estricção	
R	Constante dos gases perfeitos	8,314 J/(mol.K)
S	Desvio padrão	
<i>S</i> ₀	Área da secção inicial da zona útil	mm ²
Sb	Antimónio	%
Si	Silício	%
Sr	Estrôncio	%
t	Tempo	
t _{st}	T de Student	
T	Temperatura	K
T _c	Temperatura crítica ou coerência	
Ti	Titânio	%
T _L	Temperatura do liquidus	
T _S	Temperatura do sólido	
\bar{x}	Média dos valores de dureza	HV
Zn	Zinco	%

Lista de Figuras

Figura 2.1.: Diagrama de equilíbrio para ligas de alumínio (% em peso) [7] [9]	10
Figura 2.2.: Rede dendrítica tridimensional para uma liga de alumínio hipoeutética 500x [9]	11
Figura 2.3.: Microestrutura de uma liga de alumínio silício hipoeutética 100X [9]	12
Figura 2.4.: Diagrama de equilíbrio para ligas de alumínio silício, com o estudo de solidificação para o alumínio puro e duas ligas. [9]	13
Figura 2.5.: Microestrutura do alumínio puro comercial 100x. [9]	14
Figura 2.6.: Microestrutura de uma liga Al-Si com solução sólida predominante. [9]	15
Figura 2.7.: Microestrutura duma liga de Al-Si com eutético predominante 100x. [9]	16
Figura 2.8.: Microestrutura duma liga contendo o composto eutético Mg_2Si – 200x. [9]	18
Figura 2.9.: Microestrutura duma liga contendo o composto eutético $CuAl_2$ – 200x. [9]	19
Figura 2.10.: Microestrutura duma liga Al-Si contendo ferro na forma de agulhas - 100x. [9]	19
Figura 2.11.: Microestrutura duma liga de Al-Si com e sem refinamento de grão – 100x. [9]	21
Figura 2.12.: Fotografia da rede tridimensional de braços dendríticos e a distância média entre eles – 500x. [9]	22
<i>Figura 2.13.: Variação do limite de resistência a tracção, da tensão limite de escoamento e do alongamento, em função do espaçamento inter-dendrítico, para a liga 356. [9]</i>	23
Figura 2.14.: Modelagem da relação entre espaçamento inter-dendrítico, o somatório da composição química e a taxa de arrefecimento para ligas de alumínio-silício hipoeutéticas e eutéticas. [8]	24
Figura 3.1.: Meios de obter o estado semi-sólido. [14]	26
Figura 3.2.: a) estrutura dendrítica colonar sem refinamento do grão b) estrutura dendrítica équiaxial com refinamento de grão	28

Figura 3.3.: Esquema da ruptura da estrutura sólida quando sujeito a tensão de corte [5]	29
Figura 3.4.: Esquema dos processos Thixoforming [3]	31
Figura 3.5.: Sequência dos processos de fabricação por Thixoforming [3]	32
Figura 3.6.: Diagrama de fases das ligas alumínio-silício onde se indica o intervalo de trabalho nos processos de conformação por Thixoforming [3]	33
Figura 3.7.: Máquina para Thixoforging [3]	34
Figura 3.8.: Processo de conformação por Thixocasting [3]	
(a) Aquecimento até ao estado semi-sólido	
(b) Inserção do material no estado semi-sólido na máquina de injeção	
(c) Fundição injectada	35
Figura 3.9.: Microestrutura da liga A357 conformada por [1]	
(a) Thixocasting	
(b) Rheocasting	37
Figura 4.1.: Evolução esquemática da dureza e resistência de uma liga de alumínio de endurecimento por precipitação [8]	42
Figura 4.2.: Diagrama de equilíbrio de uma liga binária. [3]	43
Figura 4.3.: Sequência do tratamento térmico. [3]	43
Figura 4.4.: Diagrama de equilíbrio Al-Si [3]	45
Figura 4.5.: Diagrama de equilíbrio Al-Mg ₂ Si [3]	45
Figura 4.6.: Sequência de precipitação nas ligas alumínio-silício-magnésio [3]	47
Figura 4.7.: Representação da evolução dos cristais de silício eutético (Al-13Si), durante o tratamento de esferoidização:	
a) estrutura original, cristais de silício ramificado,	
b) primeira fase do processo de subdivisão dos cristais,	
c) engrossamento e diminuição do número de partículas,	
d) estrutura final idealizada, partículas esféricas. [3]	48
Figura 4.8.: Diagrama esquemático da variação do raio médio com o tempo, a diferentes temperaturas. [3]	49
Figura 4.9.: Micrografia SEM A357 T6 onde se observa uma fissura à volta do silício. [3]	51
Figura 4.10.: Microestrutura A357 T6 onde se detecta β -AlFeSi (claro) e silício (escuro). [3]	51
Figura 4.11.: Microestrutura A356 T6 com eutético globulizado. [3]	51
Figura 4.12.: Microestrutura A356 T6 com fissuras. [3]	51

Figura 4.13.: Microestrutura A356 T6 com porosidade. [3]	51
Figura 4.14.: Microestrutura A357 T5 observam-se esferóides de eutético. [3]	52
Figura 4.15.: Microestrutura A357 T5 com grande quantidade de intermetálicos e silício primário. [3]	52
Figura 5.1.: forno Termolab	55
Figura 5.2.a): porta amostras dentro do forno	56
Figura 5.2.b): porta amostras fora do forno	56
Figura 5.3.: esquema representativo da colocação das amostras dentro do forno	57
Figura 5.4.: porta do forno aberta onde as amostras são expelidas do forno	58
Figura 5.5.: Controlador do forno	59
Figura 5.6.: Gráfico da programação do controlador – 1º ensaio.	59
Figura 5.7.: Gráfico da programação do controlador – 2º ensaio.	60
Figura 5.8.: Esquema representativo dos tratamentos térmicos utilizados	62
Figura 5.9.: Geometria do penetrador e impressão provocada pelo ensaio Vickers	65
Figura 5.10.: Marca geométrica da penetração de 200gf	66
Figura 5.11.: Apresentação gráfica da nomenclatura	69
Figura 5.12.: a) Dimensões do provete utilizado e b) provete a 3D	70
Figura 6.1.: Gráfico dos resultados dos 3 ensaios efectuados	72
Figura 6.2.: Esquema representativo da evolução das diversas temperaturas (programada, amostra, forno) e da potência em função do tempo programado em cada etapa	73
Figura 6.3.: Gráfico da curva da amostra em função do tempo demonstrando a permanência da mesma no estado semi-sólido	75
Figura 6.4.: Esquema representativo da evolução das diversas temperaturas (programada, amostra, forno) e da potência em função do tempo programado em cada etapa, durante a solubilização	76
Figura 6.5.: Gráfico da curva da amostra em função do tempo demonstrando a permanência da mesma em solubilização	77
Figura 6.6.: Microestrutura da liga A356 (S1) a)50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X	78
Figura 6.7.: Microestrutura da liga A356 (S2) solubilizada a)50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X	79
Figura 6.8.: Microestrutura da liga A356 (S3) T4 a) 50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X	80

Figura 6.9.: Microestrutura da liga A356 (S4) T5	
a) 50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X	81
Figura 6.10.: Microestrutura da liga A356 (S5) T6	
a) 50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X	82
Figura 6.11.: Microestrutura da liga A356 (SSM1)	
a)50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X	83
Figura 6.12.: Microestrutura da liga A356 (SSM2) solubilizada	
a)50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X	84
Figura 6.13.: Microestrutura da liga A356 (SSM3) T4	
a)50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X	85
Figura 6.14.: Microestrutura da liga A356 (SSM4) T5	
a)50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X	86
Figura 6.15.: Microestrutura da liga A356 (SSM5) T6	
a)50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X	87
Figura 6.16.: Esquema representativo do comportamento das	
amostras aquecidas no estado semi-sólido	89
Figura 6.17.: Gráfico representativo da evolução da microdureza Vickers	
ao longo dos tratamentos nos dois estados (S e SSM)	92
Figura 6.18.: Gráfico tensão-extensão da amostra T6 (S5)	95
Figura 6.19.: Gráfico dos resultados de R_m (Mpa) para S e SSM	
em bruto e T4	96
Figura 6.20.: Gráfico dos resultados de $R_{p0.2}$ (MPa) para S e SSM	
em bruto e T4	96
Figura 6.21.: Gráfico dos resultados de A_{50mm} (%) para S e SSM	
em bruto e T4	97
Figura 6.22.: Gráfico dos resultados de R_m (MPa) para S (Bruto, T4, T5 e T6)	97
Figura 6.23.: Gráfico dos resultados de $R_{p0.2}$ (MPa) para S (Bruto, T4, T5 e T6)	98
Figura 6.24.: Gráfico dos resultados de A_{50mm} (%) para S (Bruto, T4, T5 e T6)	98

Lista de Tabelas

Tabela 2.1.: Composição química da liga A356 com % em peso [14]	18
Tabela 3.1.: Consumo energético para conformação de ligas de alumínio [3]	36
Tabela 4.1.: Sequência observada normalmente nas ligas endurecíveis por envelhecimento [3]	44
Tabela 4.2.: Provável sequência de precipitação nas ligas alumínio-magnésio-silício e alumínio-silício [3]	46
Tabela 4.3.: Propriedades mecânicas em função dos tratamentos térmicos. [3]	50
Tabela 5.1.: Composição química da matéria-prima a utilizar (% em peso)	54
Tabela 6.1.: Resultados das microdurezas Vickers das amostras com carga de 200gf para as amostras de lingote vazada (valores em kgf/mm ²)	91
Tabela 6.2.: Resultados das microdurezas Vickers das amostras com carga de 200gf para as amostras arrefecidas desde o estado semi-sólido (valores em kgf/mm ²)	92
Tabela 6.3.: Resultados das microdurezas Vickers de uma amostra SSM medida um mês depois com carga de 200 gf (valores em kgf/mm ²)	94
Tabela 6.4.: Valores médios dos resultados dos ensaios de tracção	95

Anexo

Tabela A.1.: Tabela de áreas de aplicação da liga A356 (AS7G03 ou 42 1000) [18]	
Tabela A.2.: Tabela de aptidão tecnológica da liga A356 (AS7G03 ou 42 1000) [18]	
Tabela A.3.: Tabela de propriedades físicas da liga A356 (AS7G03 ou 42 1000) [18]	
Tabela A.4.: Tabela de composição química da liga A356 (AS7G03 ou 42 1000) [18]	
Tabela A.5.: Tabela características gerais, propriedades atômicas e físicas do alumínio Al [11]	
Tabela A.6.: Tabela informações diversas e isótopos mais estáveis do alumínio Al [11]	

Tabela B.1.: Significado do primeiro dígito da classificação AA
de alumínio para fundição [5] e [16]

Tabela B.2.: Composição química das ligas de alumínio para fundição
do tipo X356.x segundo a *Aluminium Association* “AA” [17]

Tabela C.1.: Designação dos tratamentos térmicos do alumínio
segundo *Aluminium Association* [7]

Tabela D.1.: Resultados experimentais para 1º ensaio:
SV1=635°C e $t_1=60\text{min}$

Tabela D.2.: Resultados experimentais para 1º ensaio:
SV1=650°C e $t_1=60\text{min}$

Tabela D.3.: Resultados experimentais para 1º ensaio:
SV1=700°C e $t_1=60\text{min}$

Tabela D.4.: Resultados experimentais do 2.º ensaio (programa escolhido)

Tabela D.5.: Procedimento do programa 1 – passo 4 (para levar as
amostras ao estado semi-sólido e para a solubilização)

Tabela D.6.: Procedimento do arranque do controlador
(igual para o estado semi-sólido e solubilização)

Tabela D.7.: Procedimento para visualização do tempo do processo
(igual para o estado semi-sólido e solubilização)

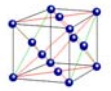
Tabela D.8.: Procedimento para alteração da potência do forno
(igual para o estado semi-sólido e solubilização)

Tabela D.9.: Resultados experimentais do comportamento da temperatura
da amostra, forno e programada no decorrer do tratamento
de solubilização.

Tabela E1: Resultados da microdurezas Vickers da amostra SSM1
com cargas de 100, 200, 500 e 1000 gf

Tabela E.2.: Resultado obtido de um ensaio de microdureza

Tabela E.3.: Excerto da tabela de distribuição de t de Student



1. Introdução

Os industriais têm um forte interesse na **conformação de materiais metálicos**. As suas exigências tornam-se cada vez mais severas no que diz respeito à complexidade geométrica das peças realizadas (com intuito de reduzir o peso) bem como à qualidade, redução do custo de produção e aumento da produtividade. Um dos objectivos principais é a redução dos custos produzindo peças num único passo/etapa e próximas das cotas finais (*near net shaping*). No sentido de responder a estas necessidades, o melhoramento das “antigas” técnicas de conformação assim como a emergência de novos processos tornaram-se uma necessidade. [1] [2]

Os processos clássicos de conformação fazem-se a partir do estado líquido ou do estado sólido.

Os primeiros incluem essencialmente as tecnologias de fundição que consistem basicamente em vaziar numa moldação o metal líquido e aí mantê-lo até ao final da solidificação, podendo o arrefecimento final ser efectuado fora do molde. Existem várias

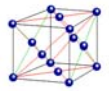


formas de classificar estes processos: por exemplo em função do tipo de escoamento, distingue-se o vazamento por gravidade e o vazamento sob pressão. Outras classificações são feitas a partir do tempo de vida dos materiais que constituem o molde e a moldação (permanente ou não permanente), ou baseadas no tipo de material vazado ou no peso das peças obtidas. As moldações metálicas ou de areia são muito usadas em fundição e no fabrico de peças de aço, de ligas de alumínio ou de outros metais não ferrosos.

Constata-se que os diferentes processos de vazamento permitem obter peças complexas podendo apresentar secções muito finas e excelentes acabamentos superficiais. No entanto, devido à baixa viscosidade das ligas fundidas, resulta por vezes um vazamento turbulento que provoca o aparecimento de porosidade nos materiais. Adicionalmente, a incorporação (óxidos) na massa do material e a segregação inerente ao processo de solidificação fazem com que as peças obtidas possuam normalmente qualidades mecânicas médias. Refira-se também a lentidão do processo, o desgaste rápido dos moldes e moldação, os problemas de arrefecimento e de protecção nas peças formadas, a contracção que se produz no decorrer da solidificação, como factores ainda desfavoráveis desta tecnologia. [1]

Os processos de conformação no estado sólido, que agrupam entre outras a forjagem, a laminagem, a estampagem, a extrusão (processos de enformação plástica) e as técnicas de maquinagem (corte com arranque de apara) são muito utilizadas pois as peças obtidas são de melhor qualidade metalúrgica e mecânica que as obtidas por processos de conformação no estado líquido. Em particular, a resistência à fadiga e ao choque são bem melhores. No entanto, nota-se que para peças complexas, os custos de fabricação podem ser muito elevados. O inconveniente é a utilização destes processos para peças de segurança para os quais os critérios de qualidade são muito rigorosos. Neste sector, a indústria automóvel contribui com mais de metade da produção. Os outros sectores consumidores de peças com conformação no estado sólido são as indústrias aeronáuticas, ferroviária, militar, e de fabricação de motos e de ciclomotores. A flexibilidade de produção é considerável pois pode-se obter peças de alguns gramas a várias toneladas. As cadências de fabricação podem ser muito elevadas. [1]

Um processo híbrido contendo características de fundição e de forjagem pode então agrupar-se como uma alternativa interessante: a **conformação no estado semi-sólido** (SSM – *semi solid metal forming*). Esta tecnologia consiste em conformar peças no intervalo de solidificação da liga, entre as linhas *solidus* e *liquidus*. O processo SSM



apresenta várias vantagens, por um lado, em comparação com o estado líquido as temperaturas em jogo são mais baixas (economia de energia, aumento do tempo de vida das peças por redução do choque térmico), por outro, em comparação com as tecnologias do estado sólido, os esforços a exercer são mais baixos e as formas a obter são mais versáteis. A conformação no estado líquido permite a obtenção da peça com a forma final enquanto que a conformação no estado sólido necessita de mais etapas para se obter a peça com geometria desejada. [2] [3] [4]

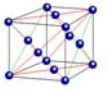
Actualmente, as técnicas de conformação no estado semi-sólido são utilizadas nos EUA, na Europa Ocidental, no Japão e noutros países da Ásia. No que respeita a aplicações industriais, a conformação no estado semi-sólido desenvolveu-se principalmente em **ligas de alumínio** e magnésio, ambas ligas com baixo ponto de fusão. [1] [2]

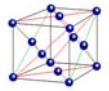
Este trabalho tem como objectivo estudar as modificações estruturais em amostras da liga de alumínio, típicas de fundição (Al7Si0,3Mg – A356), quando sujeitas a reaquecimento até ao estado semi-sólido, seguida de arrefecimento em água e posteriormente sujeita a diferentes tratamentos térmicos.

Este ciclo aproxima-se daquele que se verifica na tecnologia de conformação no estado semi-sólido.

Ciência e engenharia de Materiais (CEM) é a área da actividade humana associada com a geração e com a aplicação de conhecimentos que relacionem composição, microestrutura e processamento às suas propriedades e usos.

Morris Cohen (conceituado cientista de materiais do MIT)





2. A liga A356

2.1. Evolução histórica e propriedades das ligas de alumínio

Apesar de ser o mais abundante metal na crosta terrestre, o alumínio não se encontra naturalmente na forma de metal. Porém, segundo pesquisas, este material já era usado há mais de sete mil anos quando os ceramistas da Pérsia faziam os seus vasos de um tipo de barro contendo óxido de alumínio, o que hoje conhecemos como alumina. Trinta séculos depois, os Egípcios e Babilônicos usavam outro tipo de alumina nas suas fábricas de cosméticos e produtos medicinais. A história do alumínio como hoje a conhecemos é recente. Começou em 1808, quando Humphrey Davy, provou a existência do metal alumínio, dando-lhe este nome. Desde que Hans Christian Orsted teve sucesso no fabrico de alumínio à escala laboratorial na Dinamarca em 1825, a marcha triunfal do alumínio não parou mais. Em 1886 o



americano Charles Martin Hall e o francês Paul T. Héroult desenvolveram, cada um independentemente, a electrólise do óxido de alumínio dissolvido numa criolite derretida. A coincidência de invenção do dínamo pela General Electric e Siemens e o desenvolvimento deste processo no uso de soda cáustica para extrair alumina da bauxite pelo australiano Karl Joseph Bayer em 1892, teve um contributo substancial na produção em massa de alumínio. No entanto, visto o alumínio puro ser um metal muito macio, o desenvolvimento de numerosas ligas de alumínio começou a ser um pré-requisito no desenvolvimento deste tipo de materiais, imprescindíveis na construção civil, em máquinas e instalações industriais em geral. [5] [6]

A grande importância técnica do alumínio e suas ligas deve-se a propriedades como a baixa densidade (2,6 a 2,8 g/cm³), elevada relação resistência/peso, elevada resistência à corrosão, boa aparência, maquinabilidade, possibilidade de tratamentos superficiais, boas propriedades físicas e mecânicas, boa condutividade eléctrica e térmica, endurecimento significativo por tratamentos térmicos, baixo ponto de fusão (658°C), tendo um inconveniente – fraca resistência ao desgaste e à fadiga. [6] [7]

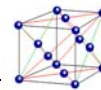
2.2. Obtenção de alumínio primário e secundário

Embora existam numerosos minérios que originam o alumínio, encontrados em grandes quantidades no mundo inteiro, o minério normalmente utilizado na produção de alumínio é a bauxite. Esta é composta de uma variedade de substâncias, sendo o óxido de alumínio (alumina) o seu componente dominante. A bauxite sai da mina e é processada por técnicas de metalurgia extractiva onde se isola a alumina por separação dos outros componentes (óxidos de ferro e de silício).

O metal primário é obtido a partir da redução electrolítica da alumina (ligas primárias especiais, podendo alcançar 99,999% de pureza). Este pode ser solidificado na sua forma pura (metal primário e de alta pureza) ou misturado com elementos de liga que concederão características próprias de resistência, dureza e outras propriedades, formando as ligas especiais de alumínio.

Normalmente, a obtenção do alumínio primário segue as seguintes etapas:

1º) Processo químico: obtém-se a alumina a partir da bauxite com o uso de uma solução concentrada de soda cáustica para separar o óxido de alumínio das impurezas existentes no minério. Em seguida, este material é precipitado e transformado em hidrato de alumínio para se tornar novamente um produto sólido, que é calcinado a uma temperatura de cerca de 1000°C e transformado na alumina



metalúrgica (matéria-prima para a produção do alumínio) ou especial (usadas nas indústrias de cerâmicas e refractários especiais).

2º) Fornos de redução: a alumina produzida pelo processo químico passa para a segunda parte do processo, a etapa electrolítica, que utiliza a electricidade para produzir uma reacção química. A alumina é depositada nos fornos de redução, que possuem dois eléctrodos para a condução de energia. A electrólise ocorre em banhos de sais de flúor fundidos (criolite e fluoreto de alumínio).

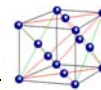
3º) Refusão: finalmente, o alumínio líquido obtido no forno de redução é encaminhado para a refusão, onde é feita a correcção química, ou misturado com os elementos de liga. [6]

Como alternativa, produz-se o chamado alumínio secundário através do reaproveitamento da sucata e de restos dos seus materiais por refusão e refinação. É um processo economicamente importante e que produz aproximadamente 25% do total de alumínio utilizado no mundo. O processo de reciclagem de metais é economicamente viável, pois elimina as etapas de mineração e redução, que são etapas caras, e agrega a etapa de recolha e separação do material. O processo pode então ser reduzido à recolha, fusão e conformação. [6]

O conceito de metal “secundário” liga-se ao conceito de sucata. Os metais secundários podem ser tão bons quanto os primários para a maioria das aplicações. Todavia, propriedades tais como forjabilidade, condutividade eléctrica e resistência à corrosão podem ser seriamente afectadas pelas impurezas metálicas ou de inclusões não metálicas. No entanto, a qualidade dos metais secundários pode ser bastante melhorada, desde que as técnicas de reciclagem e os processos de selecção sejam convenientemente aperfeiçoados. [6]

2.3. Alumínio e suas ligas

O alumínio pode ser fornecido na forma pura (metal primário e de alta pureza) ou com elementos de liga. É um metal macio e dúctil com excelente resistência à corrosão (ver outras propriedades e características do alumínio no *Anexo A – tabela A.4. e A.5.*). É um bom condutor eléctrico e térmico. No entanto, a sua resistência mecânica é muito baixa não servindo para aplicações estruturais, pelo que se tem que



adicionar elementos de liga para se obter características próprias de resistência, dureza e outras propriedades, formando as ligas especiais de alumínio. [6] [8]

Os principais elementos de liga das ligas de alumínio são: cobre (Cu), magnésio (Mg), silício (Si), manganês (Mn) e zinco (Zn). [2]

De acordo com o processo, as ligas de alumínio podem ser divididas em dois grupos [2]:

- Ligas conformadas ou trabalhadas (*wrought alloys*) – ligas destinadas à fabricação de produtos semi-acabados, como laminados planos (placas, chapas e folhas), laminados não planos (tarugos, barras e arames), perfis extrudidos e componentes forjados.
- Ligas fundidas (*cast alloys*) – ligas destinadas a fabricação de componentes fundidos.

As ligas do sistema Al-Si são as mais importantes de entre as ligas fundidas de alumínio, principalmente devido à sua alta fluidez, baixa contração dos fundidos, elevada resistência à corrosão, boa soldabilidade, fácil brasagem e baixo coeficiente de expansão térmica. As ligas de alumínio com 5-20% (em peso) de Si são as mais comuns e as mais usadas na indústria. A característica marcante destas ligas é que elas consistem de uma fase primária, de alumínio ou de silício, e de uma estrutura eutética composta por esses 2 elementos. As ligas de alumínio podem ser classificadas segundo a composição química (dependendo da quantidade de Si) em

- a) ligas hipereutéticas, as mais comuns, encontram-se na faixa de 13-20% (em peso) de Si;
- b) liga eutética com 12,6% de Si em peso (ou no intervalo mais lato 11 a 13% em peso);
- c) ligas hipoeutéticas com teor de Si menor que da liga eutética (Si < 11% em peso). As ligas hipoeutéticas ainda podem ser divididas em duas classes, sendo a primeira com solução sólida predominante e a segunda com eutético predominante. [6] [9] [10]

As ligas hipoeutéticas são formadas por uma fase primária de alumínio com morfologia dendrítica constituídas por ramos secundários, terciários e até de maior ordem. Os vazios entre esses ramos dendríticos são preenchidos por fases intermetálicas e por um constituinte eutético. Esta estrutura eutética exhibe a fase Si com morfologia acicular na forma de grandes plaquetas. No entanto, essa morfologia pode ser controlada no seu crescimento por modificadores (Na, Sr) que permitem um



refinamento da estrutura eutética e a melhoria da ductilidade das peças fundidas. A adição de modificadores diminui a temperatura de nucleação e de crescimento na interface sólido/líquido, em razão do refinamento da estrutura eutética, o que força a fase Si a adoptar uma morfologia fibrosa e irregular.

Ligas solidificadas rapidamente caracterizam-se por apresentar estruturas finas, homogêneas, sem segregações, e mesmo fases metaestáveis ou amorfas, o que as torna materiais interessantes com excelentes combinações de propriedades físicas e mecânicas.

Entre as ligas comerciais do sistema Al-Si, destaca-se a liga A356 (Al7Si0,3Mg) sendo utilizada em várias aplicações da engenharia eléctrica, naval, automóvel e aeroespacial. O atractivo das suas características ocorre por ela apresentar baixas quantidades de impurezas e de fases intermetálicas, além da sua boa fluidez no estado líquido, elevada relação resistência/peso e baixo custo. Outra característica importante é que as propriedades mecânicas e físicas desta liga podem ser melhoradas com o tratamento térmico. [6] [10]

2.4. Diagrama de equilíbrio das ligas Alumínio-Silício

O diagrama de equilíbrio pode ser considerado como um resumo gráfico de dados, na sua maioria experimentais, mostrando a existência de unidades físico-químicas ou fases, em termos de concentração de elementos de liga e temperatura. Tais fases podem ser convenientemente identificadas, no estado sólido, através de exames metalográficos. As fases apresentam-se como cristais ou grãos da microestrutura, que variam em tamanho, forma e distribuição. Nalgumas ligas, várias fases podem ocorrer intimamente misturadas, como é o caso dos constituintes eutéticos. [9]

As propriedades mecânicas dos materiais dependem fortemente da sua microestrutura. As transformações de fases devem realizar-se próximas do equilíbrio (condições de arrefecimento muito lentos) sendo que os diagramas de fases são utilizados como uma ajuda na interpretação da microestrutura. [11]

No diagrama Al-Si (*figura 2.1.*) existem duas soluções sólidas α e β . A composição eutética a 12,7% em peso de Si é uma estrutura de ($\alpha + \beta$).

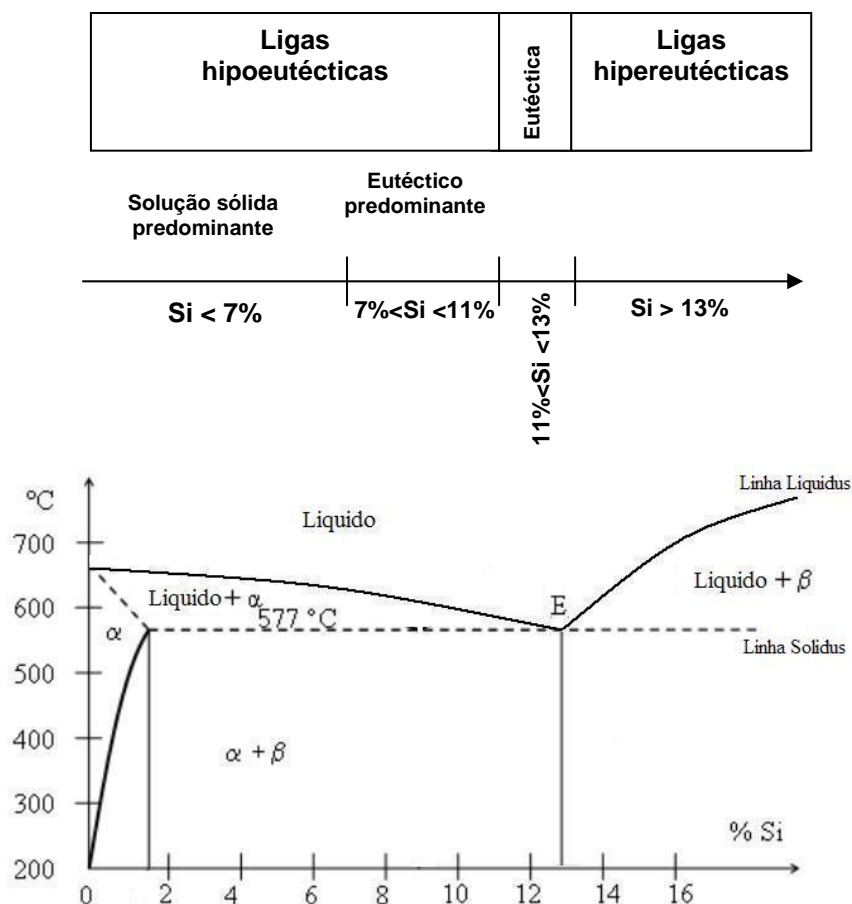


Figura 2.1.: Diagrama de equilíbrio para ligas de alumínio (% em peso) [7] [9]

No diagrama de equilíbrio apresentado na *figura 2.1.*, entre a linha *liquidus* e a linha *solidus* existe uma região onde a liga passa durante a solidificação, pelo estado semi-sólido, ocorrendo neste os fenômenos de nucleação e crescimento dos grãos dendríticos.

Para as ligas de alumínio hipoeutéticas e eutéticas, a solidificação ocorre através da formação de dendrites, que irão crescer no intervalo de solidificação, formando uma rede dendrítica após a solidificação, responsável pela formação da estrutura metalográfica das ligas, conforme a *figura 2.2.*

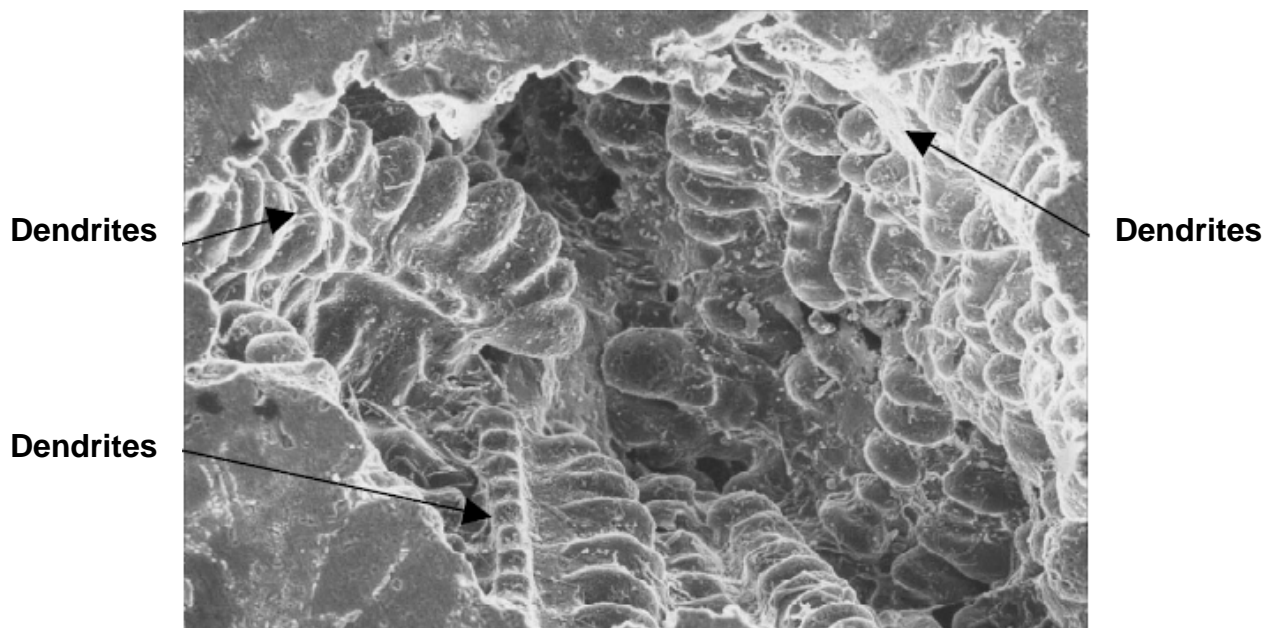
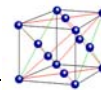


Figura 2.2.: Rede dendrítica tridimensional para uma liga de alumínio hipoeutética 500x [9]

As dendrites de solução sólida de alumínio (fase α) apresentam no seu contorno a fase eutética ($\alpha+\beta$) conforme se pode observar pela *figura 2.3.* [9]

A *figura 2.4.* é um esquema representativo da formação de dendrites durante a solidificação. Para as composições hipoeutéticas representadas, a solidificação inicia-se pela formação de pequenos núcleos de fase α que em seguida crescem mais acentuadamente segundo certas direcções dando origem a braços que se ramificam, os quais por sua vez se sub-ramificam... e assim sucessivamente. À medida que os braços das dendrites vão crescendo mais e engrossando, vão assim preenchendo o espaço que anteriormente se encontrava no estado líquido. Ou seja, o material vai gradualmente passando do estado líquido para o estado sólido com a formação de inúmeros grãos cristalinos normalmente de dimensão muito reduzida. Durante este processo de solidificação, as “frentes de crescimento” dos diferentes grãos vão interferindo umas com as outras limitando mutuamente o seu crescimento.

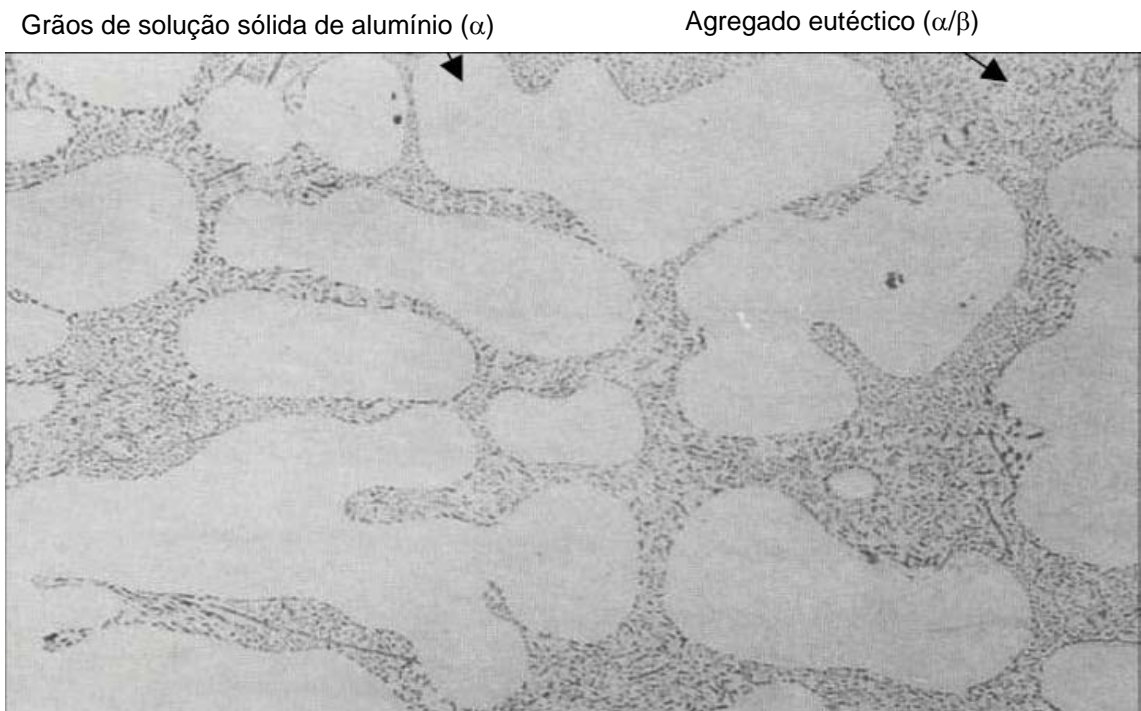
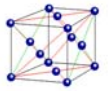


Figura 2.3.: Microestrutura de uma liga de alumínio silício hipoeutética 100X [9]

Na *figura 2.4.* ilustra-se a relação entre a composição química e a formação das principais estruturas metalográficas durante a solidificação. A figura relaciona 4 temperaturas diferentes (T1, T2, T3 e T4) e as suas respectivas estruturas metalográficas para a liga A (alumínio puro) e duas ligas de alumínio-silício B e C. [9]

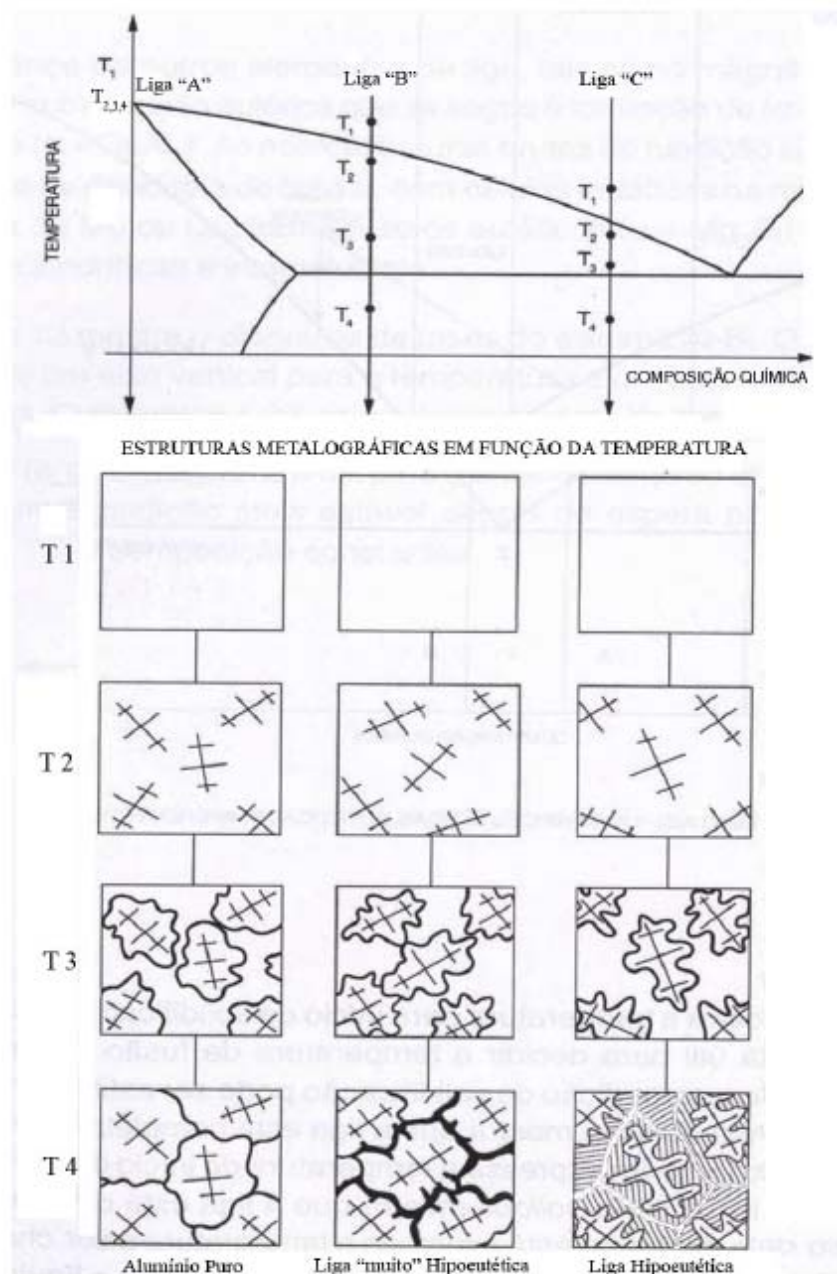
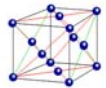
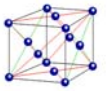


Figura 2.4.: Diagrama de equilíbrio para ligas de alumínio-silício, com o estudo de solidificação para o alumínio puro e duas ligas. [9]

Para o alumínio puro "A", a passagem do estado líquido para o estado sólido efectua-se por cristalização. O desenvolvimento dos cristais efectua-se normalmente sob forma dendrítica [9]:

- Na temperatura T_1 o metal está inteiramente líquido;
- Na temperatura T_2 ocorre o aparecimento de alguns cristais dendríticos no seio do metal líquido;
- Na temperatura T_3 há crescimento dos cristais inicialmente formados;



- Na temperatura T4 o metal está inteiramente solidificado. Os cristais juntaram-se para formar um mosaico em que cada elemento constitui um grão do metal.

A *figura 2.5.* mostra uma microestrutura típica do alumínio puro segundo a composição química da composição “A”. [9]



Figura 2.5.: Microestrutura do alumínio puro comercial 100x. [9]

A liga contendo a composição “B” constitui uma liga hipoeutética com solução sólida α predominante. O processo de solidificação conduz a uma estrutura constituída de dendrites grosseiras de solução sólida rica em alumínio e uma pequena quantidade de mistura eutética [9]:

- Na temperatura T1 o metal está inteiramente líquido;
- Na temperatura T2 ocorre o aparecimento de alguns cristais dendríticos de solução sólida α na liga líquida;
- Na temperatura T3 dá-se o crescimento dos cristais inicialmente formados;
- Na temperatura T4 o metal está inteiramente solidificado. A mistura eutética forma-se nos limites de grão.

A *figura 2.6.* mostra uma microestrutura típica de uma liga de alumínio segundo a composição química da composição “B”. [9]

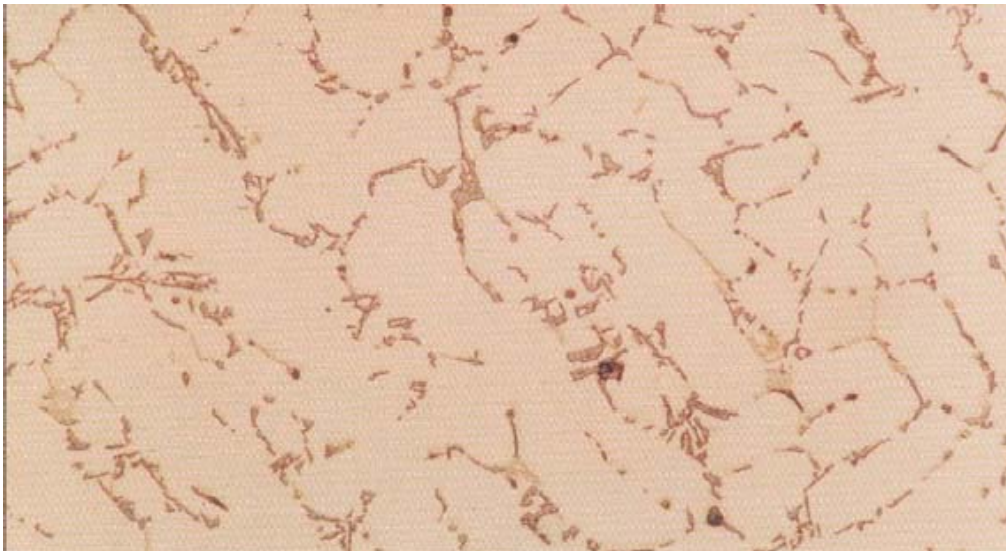
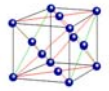


Figura 2.6.: Microestrutura de uma liga Al-Si com solução sólida α predominante. 100X [9]

A liga contendo composição “C” constitui uma liga hipoeutética com mistura eutética predominante. O processo de solidificação conduz a uma estrutura constituída de dendrites finas de solução sólida rica em alumínio com uma grande percentagem de mistura eutética [9]:

- Na temperatura T1 o metal está inteiramente líquido;
- Na temperatura T2 ocorre o aparecimento de alguns cristais dendríticos de solução sólida na liga líquida;
- Na temperatura T4 o metal está inteiramente solidificado. A mistura eutética forma-se nos limites de grão.

A figura 2.7. mostra uma metalografia típica duma liga de alumínio segundo a composição química da composição “C”. [9]

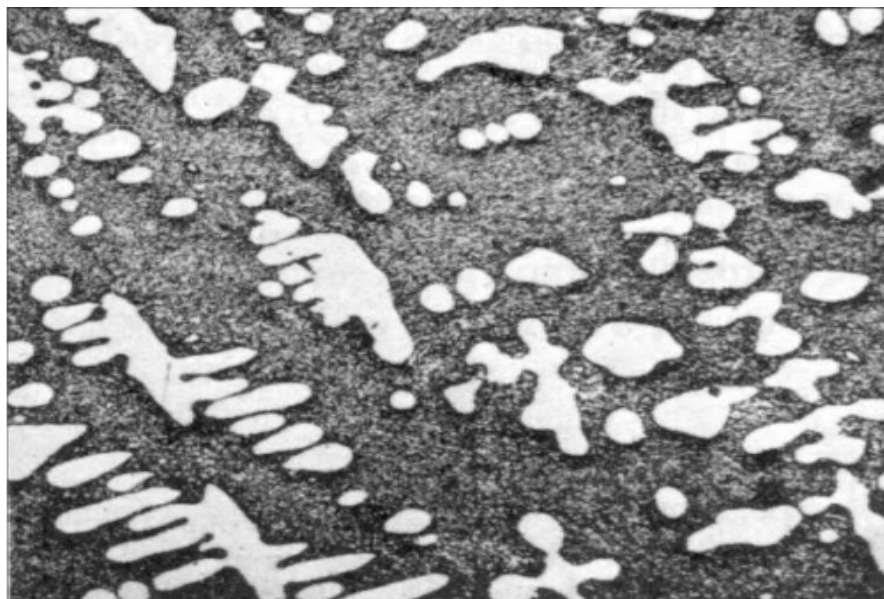
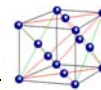


Figura 2.7.: Microestrutura duma liga de Al-Si com eutético predominante 100x. [9]

Salienta-se que para as ligas hipoeutéticas os fenómenos de segregação e de contracção volumica, associados à solidificação, tornam-se visíveis nas porções de líquido interdendrítico, sendo típicas as formações de microsegregações e de microrrechupes. Assim, todos os elementos que diminuem a resistência mecânica podem ser encontrados na região do contorno de grão.

A segregação de hidrogénio para as últimas porções líquidas, devido à baixa solubilidade desse gás no alumínio sólido (e do modo de solidificação pastoso), origina a formação de microporosidades.

Estes defeitos constituem problemas na produção de peças fundidas nas ligas de alumínio porque provocam uma redução drástica das propriedades mecânicas. [8]

A fraca solubilidade do Si no alumínio e o fenómeno de sobrefusão fazem com que o Si (ou β) do eutético forme cristais poliédricos importantes que tornam a liga frágil e de difícil maquinabilidade. Por esta razão, todas as ligas hipoeutéticas devem sofrer um tratamento de modificação microestrutural. Este tratamento tem como objectivo obter um eutético Al-Si mais fino com uma melhor repartição entre as duas fases eutéticas. Para isso, trata-se o banho de fusão com sódio (Na), estrôncio (Sr) ou ainda antimónio (Sb) antes do vazamento. Outro processo, o tratamento de afinação tem por objectivo aumentar o número de pontos de cristalização da fase proeutética. Consiste em misturar elementos afinadores no banho de fusão como o titânio ou o boro para os hipoeutéticos ou o fósforo para os hipereutéticos. Estes dois tratamentos têm por efeito aumentar a resistência mecânica. [7]



2.5. Ligas de fundição

As ligas de fundição obtêm-se por vazamento ou injeção em moldações (muitas vezes designadas por moldes no caso de fundição injectada), que posteriormente solidificam e tomam a forma da cavidade. As ligas que têm composições adequadas para este tipo de processamento são designadas por ligas de fundição, podendo ser fornecidas na forma final da peça ou na forma de lingotes, para posterior deformação plástica. [8]

No *anexo B*, encontra-se detalhadamente qual a classificação das séries das ligas de fundição segundo o sistema Aluminium Association “AA” e segundo as norma EN 1780-1 e EN1780-2.

Ao longo da dissertação será utilizado a designação segundo o sistema Aluminium Association “AA”.

2.6. Composição química da liga em estudo - A356

A liga de alumínio em estudo neste trabalho é denominada pela *Aluminium Association* “AA” por **A356**, segundo a norma EN 1780-1 é denominada por **EN AC-42100**, também conhecida por **Althix 67S** ou **AS7G03** (designação metalúrgica francesa, ainda muito usada) e foi produzida pela empresa Pechiney. É uma liga hipoeutética onde o teor em silício é aproximadamente 7%. Segundo o diagrama de fases (*figura 2.1.*), a fracção de solução-sólida α ao nível do eutético ronda os 50% em peso, para uma temperatura aproximadamente 572°C. Utilizando a lei de Scheil mostra-se que o intervalo de solidificação da liga A356 utilizada em *thixoforming* (pertence à família dos processos de conformação no estado semi-sólido e possui características de fundição e conformação em simultâneo) está compreendida entre 577°C (temperatura do *solidus*) e 620°C (temperatura do *liquidus*). Tendo em conta a temperatura do eutético, tem-se então um intervalo de solidificação útil que é de 43°C aproximadamente. [1]

A composição química das ligas de alumínio de uso comercial é de grande importância no desenvolvimento de um produto.

Segundo a literatura, esta liga apresenta a seguinte composição química:



Tabela 2.1.: composição química da liga A356 com % em peso [14]

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Al
Min.	6,7	-	-	-	0,30	-	-	0,10	Resto
Max.	7,3	0,14	0,04	0,09	0,40	0,04	0,09	0,15	

O **silício** (Si) está presente na maioria das ligas para fundição. A sua principal característica é de melhorar a fluidez do metal e, conseqüentemente, de limitar os riscos de fissuras e diminuir o coeficiente de dilatação. O silício promove um aumento da resistência à tracção e da dureza. Hoje em dia escolhe-se as ligas com alta percentagem de silício para obter peças de formas complexas e finas. No entanto, o silício diminui a maquinabilidade das peças e torna mais difícil o tratamento de anodização. O silício prejudica o alongamento principalmente nas ligas AlSiCu. [7] [9] [13]

O **magnésio** (Mg) nesta liga é o segundo elemento em maior percentagem e é o principal agente de melhoramento das características mecânicas das ligas de alumínio e da ductilidade. [9] [13]

Tal como o silício, o **cobre** (Cu) relativamente às propriedades mecânicas promove um aumento da resistência à tracção e da dureza mas prejudica o alongamento, principalmente nas ligas AlSiCu. [9]

Combinados entre si, o **silício**, o **cobre** e **magnésio** são elementos importantes, pois, tornam a liga tratável termicamente, pela precipitação dos compostos eutéticos Mg_2Si , mostrado na *figura 2.8.*, e $CuAl_2$ na *figura 2.9.*, que melhoram significativamente as propriedades mecânicas.



Figura 2.8.: Microestrutura duma liga contendo o composto eutético Mg_2Si – 200x. [9]

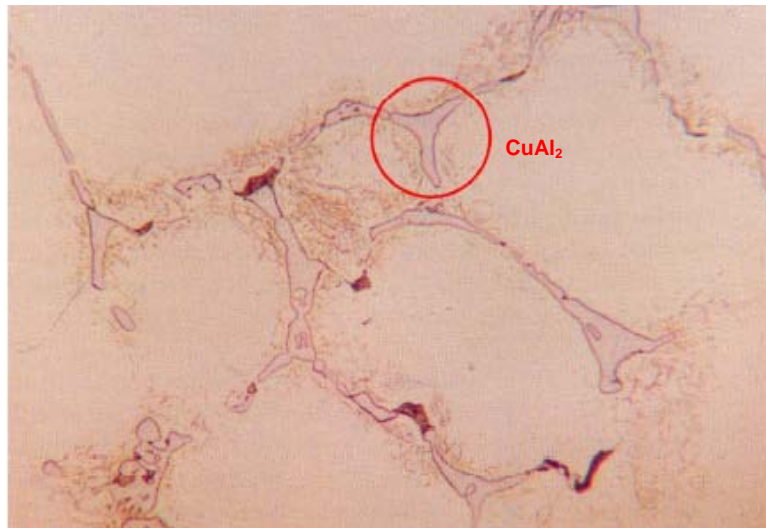
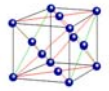


Figura 2.9.: Microestrutura numa liga contendo o composto eutético CuAl_2 – 200x. [9]

O **ferro** (Fe), quando presente em percentagem maior que 1,5% em peso, pode causar uma estrutura grosseira e quebradiça combinada com o silício (FeSiAl_5), que precipita na forma de placas, o que causa a deterioração da resistência mecânica. Em percentagens inferiores a 1,5% em peso, os principais compostos formados pelo ferro são agulhas finas como os cristais de FeAl_3 , o que torna a liga mais resistente e dura, mas diminui severamente o alongamento, conforme mostram as *figuras 2.10.*

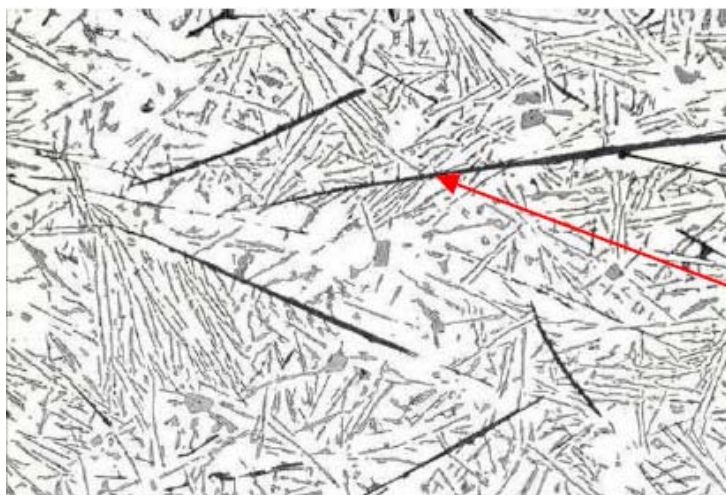
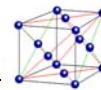


Figura 2.10.: Microestrutura numa liga Al-Si contendo ferro na forma de agulhas - 100x. [9]

O ferro pode ainda ser encontrado na forma dum composto conhecido por “Escrita Chinesa”, combinado com o manganês, o que promove uma melhoria da resistência à tracção e da dureza, e uma diminuição do alongamento.



O **crómio** (Cr), o **níquel** (Ni) e o **manganês** (Mn) são normalmente adicionados para a melhoria da resistência à tracção, principalmente a temperaturas elevadas. Entretanto, a percentagem de manganês deve ser controlada em combinação com a do ferro, pois, de contrário, o efeito pode ser a formação de grandes partículas que reduzem a resistência e anulam o benefício da adição desse elemento. [9]

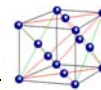
O **zinco** (Zn) aumenta as características mecânicas da liga e diminui o efeito da corrosão. No entanto quando adicionado em quantidades excessivas torna a liga muito frágil a quente. Adições de zinco em combinação com o magnésio produzem aumento na resistência à tracção, escoamento e do alongamento. [9] [13]

O **titânio** (Ti) e o **boro** (B) têm como principal propriedade refinar o grão do metal, o que também tem uma influência benéfica sobre as características mecânicas. [13]

O **antimónio** (Sb), o **sódio** (Na) e o **estrôncio** (Sr) possuem propriedades análogas logo que estão incorporadas numa liga alumínio-silício, mas não devem ser misturadas. Eles permitem a modificação da estrutura do eutético (no caso do antimónio, o pré-refinamento), isto é, são elementos modificadores da morfologia do agregado eutético de silício da forma acicular ou lamelar grosseira para a forma fibrosa. Logo após a solidificação, o silício do eutético Al-Si está normalmente sob a forma lamelar. Se modificado, aparece sob a forma fibrosa (chama-se o eutético globular), o que participa no melhoramento das características mecânicas (principalmente no alongamento), normalmente em peças fundidas. [9] [13]

De um modo geral, pode-se separar a influência dos elementos nos seguintes grupos:

- 1) **Elemento principal (endurecedores):** são responsáveis pelas propriedades mecânicas (Ex.: silício, magnésio, zinco e manganês).
- 2) **Elementos secundários:** cujas percentagens são menores e têm como objectivo uma acção específica para se obter uma determinada propriedade de uso ou característica de fundição (Ex.: níquel, chumbo e estanho).
- 3) **Elementos modificadores, refinadores ou neutralizadores:** são usados em pequenas quantidades com a finalidade de alterar a microestrutura (Ex.: sódio, estrôncio, titânio, boro, fósforo e antimónio).
- 4) **Elementos tidos como impurezas:** devem ser controlados ou balanceados rigorosamente, em geral exercem influência negativa sobre as propriedades ou características de fundição (Ex.: hidrogénio, ferro, sódio, fósforo). [9] [13]



2.7. Refinamento de grão e espaçamento interdendrítico

Para as ligas de alumínio-silício hipoeutéticas é muito conveniente a realização de um processo de refinamento dos grãos que constituem a microestrutura, com o objectivo principal da redução do tamanho dos grãos, com vista à melhoria das propriedades mecânicas das peças fundidas. [9]

O refinamento de grão dá-se basicamente de dois modos: através do aumento da taxa de arrefecimento e consequentemente através do processo de fabricação utilizado (areia, coquilha e sob pressão), e ou através do refinamento químico, com o uso de elementos refinadores. Normalmente a acção destes elementos refinadores diminui a formação de grãos colunares (dendrites alongadas) e aumenta a tendência para a formação de grãos equiaxiais (dendrites pouco alongadas), como se pode ver na *figura 2.11.* [9]

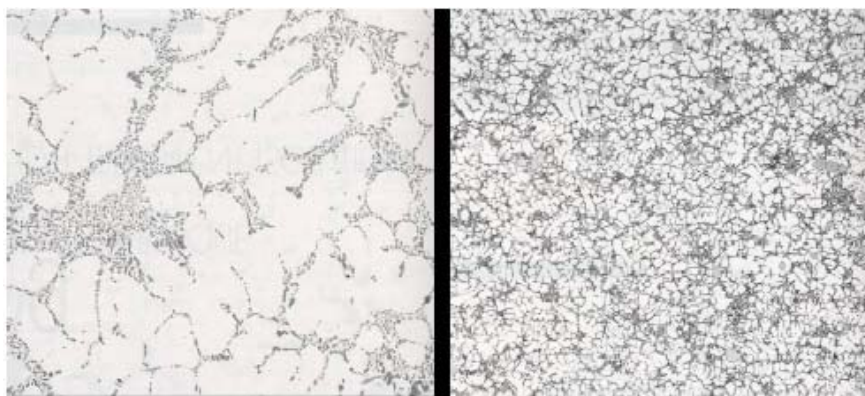


Figura 2.11.: Microestrutura duma liga de Al-Si com e sem refinamento de grão – 100x. [9]

No caso das estruturas dendríticas, o tamanho de grão está relacionado com o espaçamento interdendrítico, definido como a distância média entre braços dendríticos, medida através de análise metalográfica da liga.

A *figura 2.12.* mostra uma fotografia, feita através de um microscópio electrónico de varrimento, da rede tridimensional de braços dendríticos, e seu respectivo espaçamento.

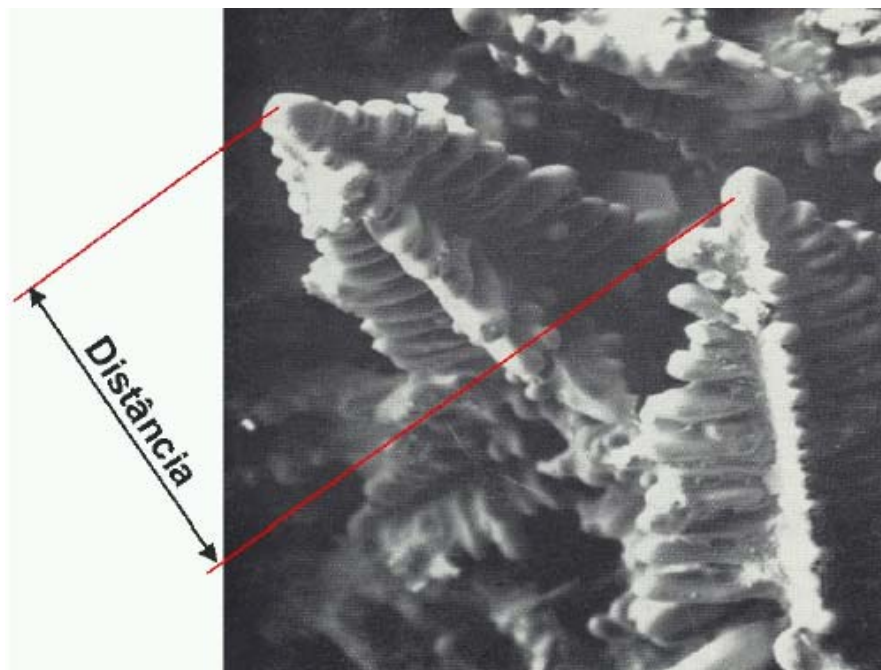
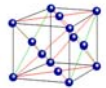


Figura 2.12.: Fotografia da rede tridimensional de braços dendríticos e a distância média entre eles – 500x. [9]

Uma maneira conveniente de medir os efeitos das condições de solidificação na estrutura dendrítica é através do espaçamento interdendrítico, pois, este representa o quanto refinada está a estrutura metalográfica dos grãos de alumínio. Quanto menor o espaçamento, mais refinada é a estrutura, e menores são os grãos de alumínio. [8]

É desejável portanto, que a microestrutura esteja o mais refinada possível, o que conduz a melhores propriedades mecânicas, ou seja, quanto menor o espaçamento interdendrítico melhores serão as propriedades mecânicas, conforme ilustra a *figura 2.13.*, para a liga Al-Si 356. [9]

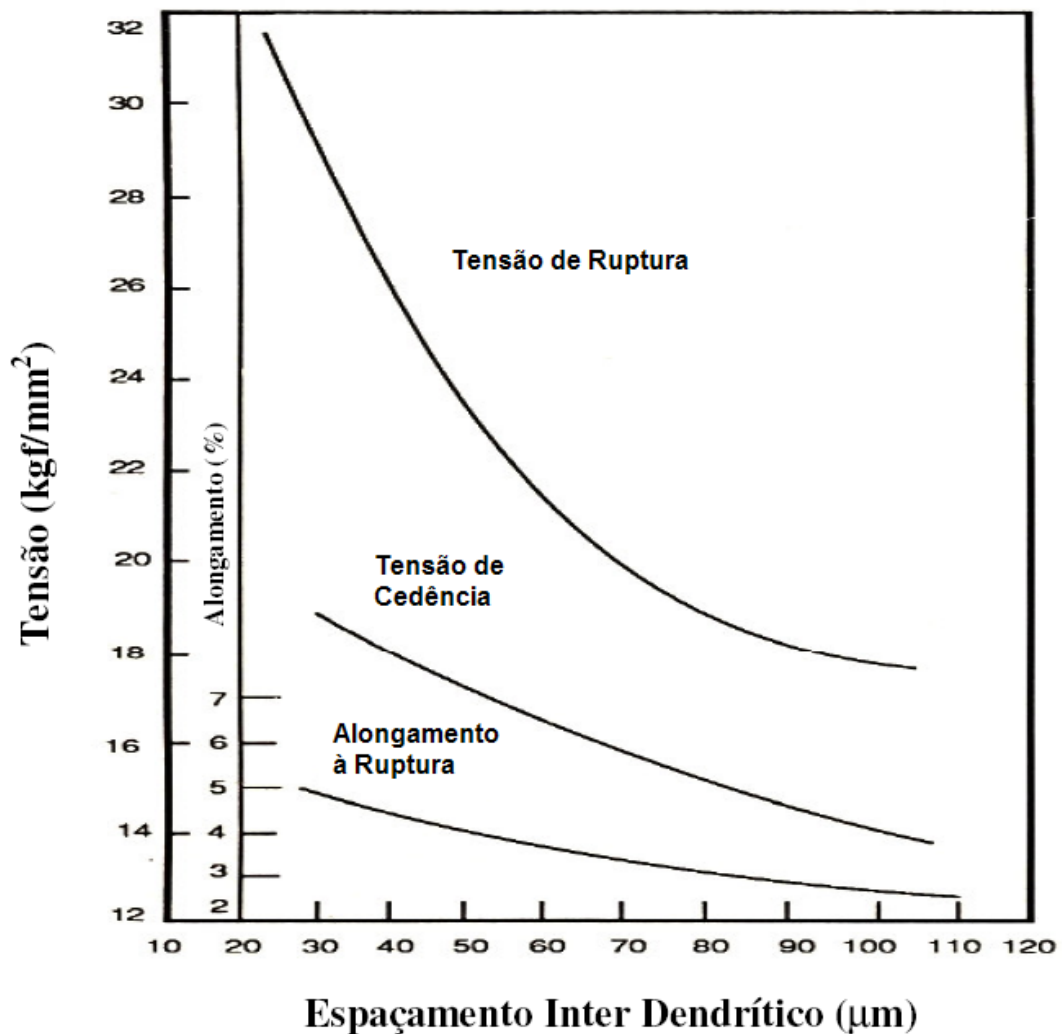
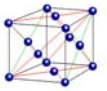
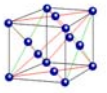
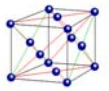


Figura 2.13.: Variação do limite de resistência a tracção, da tensão de cedência e do alongamento, em função do espaçamento interdendrítico, para a liga 356. [9]

! Sabia que...

Em 1807, Humphrey Davy propôs o nome *aluminum* para este metal ainda não descoberto. Mais tarde resolveu-se trocar o nome para *aluminium* por coerência com a maioria dos outros nomes latinos dos elementos, que usam o sufixo *-ium*.

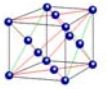




3. Conformação no estado semi-sólido

3.1. Evolução histórica

Os princípios para a aplicação industrial da **conformação no estado semi-sólido** foram expostos pela primeira vez por M.C. Fleming e D.B. Spencer em 1972. [3] Em 1972 descobriu-se, de forma acidental, este processo no Massachusetts Institute of Technology (MIT), durante o estudo da ruptura a quente ou “*hot tearing*”, quando uma agitação mecânica contínua aplicada a uma liga no decorrer da solidificação deu origem não a uma estrutura dendrítica mas sim à formação duma estrutura globular. O processo consiste no controlo da pseudoplasticidade do material quando este é mantido à temperatura adequada no estado semi-pastoso (aproximadamente 60% sólido/40% líquido). Nestas condições, a viscosidade decresce com a velocidade de deformação, dependendo das condições de agitação do material, e a sua tixotropia (*propriedade de*



alguns materiais se tornarem fluidos quando agitados, e voltarem ao estado sólido após cessação da força aplicada). A viscosidade da pasta semi-sólida incrementa-se com o aumento da fracção sólida e decresce com a esferoidização e diminuição do tamanho dos glóbulos sólidos. A estrutura resultante consiste em partículas globulares dispersas numa matriz de líquido próximo da composição eutética. [3] [14]

A descoberta, nos inícios da década de 70, da dependência da viscosidade na velocidade de tensão de corte para ligas metálicas com intervalo de solidificação, foi o ponto de partida para desenvolvimentos de novas vias nos processos semi-sólidos para ligas metálicas leves, também conhecidos como “*Semi-Solid Metallurgy*” (SSM) ou “*Semi-Solid-Metal Forming*”. O uso de alumínio e magnésio em automóveis, especialmente na forma fundida, teve um forte aumento e como consequência a necessidade de peças com maior resistência e fiabilidade têm vindo a aumentar. [4] [15]

3.2. Obtenção do estado semi-sólido

O estado semi-sólido é um estado bifásico no qual a mistura da fase sólida com a fase líquida pode ser obtida de dois modos (*figura 3.1.*):

- solidificação parcial (partindo do estado líquido);
- refusão parcial (partindo do estado sólido).

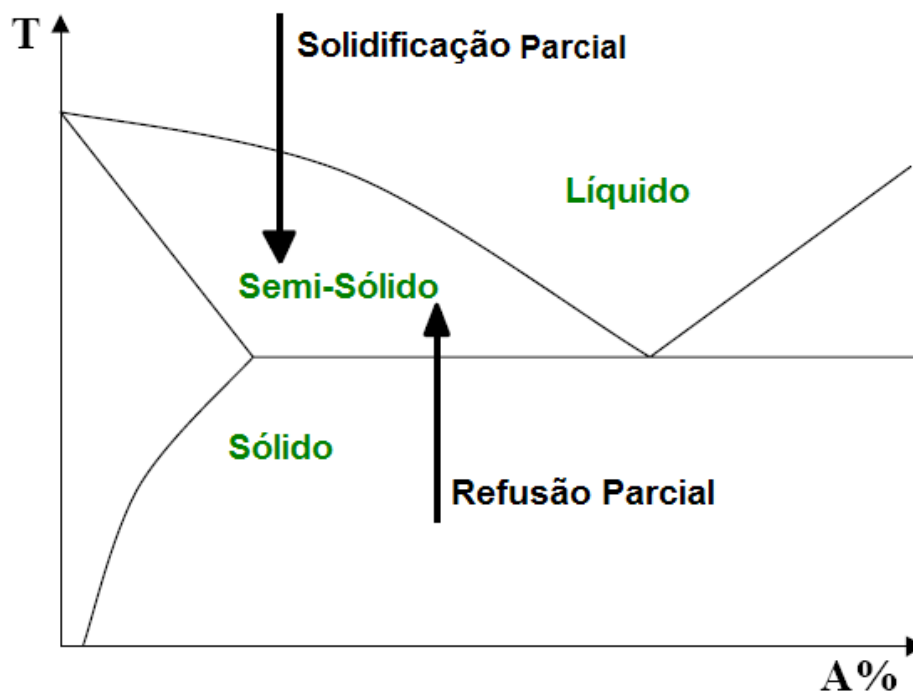


Figura 3.1.: Meios de obter o estado semi-sólido. [14]

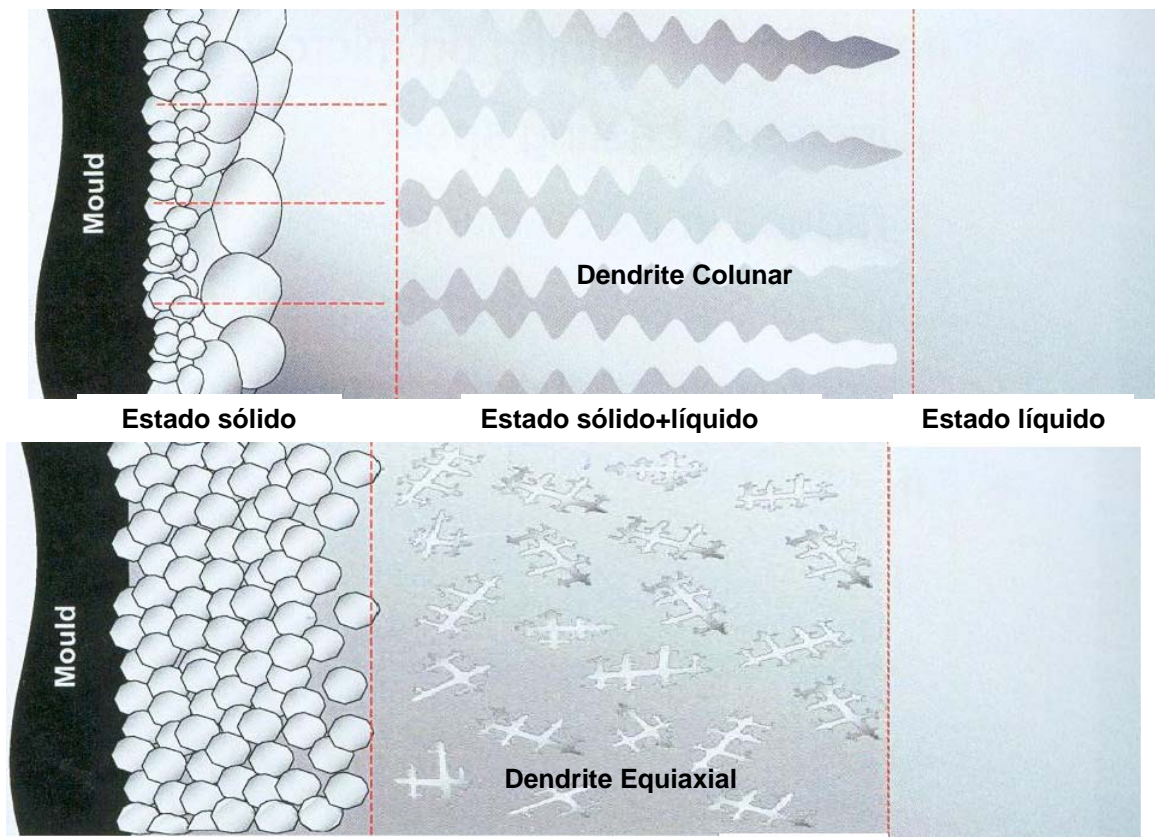
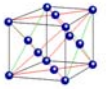


No decorrer destes processos a fracção de sólido e a morfologia da fase sólida são controladas. Estes dois parâmetros possuem uma influência directa no vazamento. A compreensão dos fenómenos em jogo no decorrer da transformação sólido/semi-sólido ou líquido/semi-sólido é importante. Torna-se também importante compreender e caracterizar o comportamento dos materiais semi-sólidos. [14]

3.2.1. Solidificação parcial

Para se obter o estado semi-sólido por solidificação parcial, o material é arrefecido desde uma temperatura superior ao *solidus* até uma temperatura intermédia no intervalo *solidus-liquidus*. É então mantido sob agitação a esta temperatura durante um determinado tempo. As características microestruturais do semi-sólido assim obtido estão directamente ligadas à velocidade e às condições de arrefecimento, à temperatura escolhida (fracção sólida) e ao tempo de manutenção a esta temperatura (microestrutura) e à velocidade de agitação. O processo de conformação que utiliza este método de obtenção do estado semi-sólido denomina-se *rheofforming* (*rheo* significa *fluxo, corrente*. *Conjunto de processos no estado semi-sólido: rheomoulding, rheo-diecasting, rheocasting e rheoextrusion*). [1]

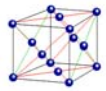
A estrutura dendrítica é tipicamente a microestrutura que se obtém no decorrer da solidificação lenta de ligas metálicas com composição fora do eutético. Existem duas morfologias para as dendrites obtidas por solidificação. Em função das condições de arrefecimento, obtém-se uma estrutura **dendrítica equiaxial** ou uma estrutura **dendrítica colunar** (ver *figura 3.2.*). A formação duma estrutura colunar necessita de um gradiente de temperatura macroscópico gerado por um fluxo de calor unidireccional. Se este gradiente for inferior ao gradiente necessário para estabilizar a sobrefusão constitucional então as dendrites colunares podem crescer. Por outro lado, a solidificação equiaxial é favorecida pela convecção no líquido ou por inoculação num líquido em sobrefusão térmica.



**Figura 3.2.: a) estrutura dendrítica colunar sem refinamento do grão
b) estrutura dendrítica equiaxial com refinamento de grão
[imagem cedida pela Hydro]**

No entanto, grande parte das ligas de importância comercial têm uma solidificação dendrítica. Esta estrutura pode ser mais ou menos fina segundo a velocidade de arrefecimento. Assim sendo, quanto mais rápido o arrefecimento, mais a estrutura será fina (pois o número de núcleos aumenta). Em geral, esta estrutura, à excepção da estrutura dendrítica fina, não é muito interessante para a conformação pois ela causa alguns problemas de heterogeneidade da deformação (segregação na fase no estado semi-sólido) e de formação de fissuras a quente. [1]

Com a imposição da solidificação parcial, e se a liga for sujeita a agitação (mecânica ou electromecânica) dá-se a globulização e homogeneização da estrutura dendrítica com evidentes vantagens nas propriedades finais da peça.



3.2.2. Refusão parcial

A refusão parcial é um processo que consiste em aquecer uma liga metálica previamente solidificada até uma temperatura superior à do *solidus* e inferior ao *liquidus*, e mantê-la durante um certo tempo. As propriedades microestruturais do estado semi-sólido obtidas são então determinadas pela:

- Natureza da liga
- Condições de solidificação que determinam o tamanho e morfologia da estrutura antes da refusão
- Tratamentos termomecânicos aplicados à liga no estado sólido antes da refusão (envelhecimento, recozimento, revenido)
- Condições de refusão (temperatura, velocidade, temperatura e tempo de manutenção isotérmica). [1] [14]

As ligas utilizadas nesta família de procedimentos são normalmente provenientes do vazamento contínuo convencional ou contínuo com agitação. [1] [14]

Assim sendo, para este processo SSM são necessários os seguintes requisitos:

- O material deve possuir intervalo lato de solidificação
- O material deve possuir uma estrutura não-dendrítica, isto é, grãos globulares α antes de se conformar. [5]

Em ligas que cumprem estes pré-requisitos, a viscosidade diminui drasticamente quando o material é sujeito a tensões de corte no estado semi-sólido (*figura 3.3.*).

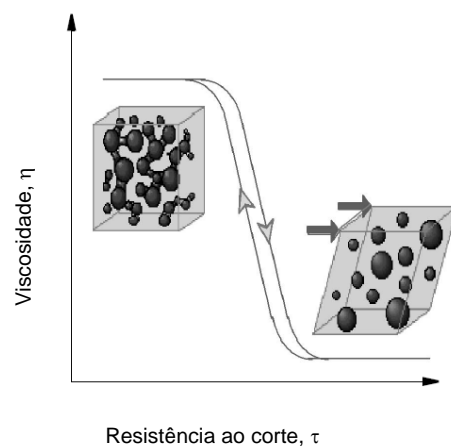
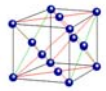


Figura 3.3.: Esquema da ruptura da estrutura sólida quando sujeito a tensão de corte [5]



A interligação estrutura sólida rompe-se resultando numa suspensão contendo grãos- α e líquido. [5]

No estado semi-sólido, existe uma temperatura crítica T_C chamada temperatura de coerência debaixo da qual o material semi-sólido tem um esqueleto sólido constituído. O material, onde o comportamento acima da temperatura crítica T_C é o de um fluido com partículas sólidas em suspensão, muda o comportamento para o de um sólido saturado de líquido. É por isso, abaixo dessa temperatura, que a viscosidade aparente aumenta e depende cada vez mais da velocidade de deformação. [5]

O estado semi-sólido (SSM) possui muitas vantagens comparativamente às técnicas convencionais de conformação. Para satisfazer o aumento da exigência da alta resistência e ductilidade nos componentes metálicos leves, são essenciais estudos de ligas específicas para o estado semi-sólido associado ao desenvolvimento de novos processos de tratamentos térmicos competitivos. [5]

3.3. Processos de conformação no estado semi-sólido

O processo de conformação de materiais no estado semi-sólido pode dividir-se em dois tipos. Quando a liga é submetida a esforços de corte e conformada directamente para obter uma peça ou lingote, denomina-se *Rheocasting*. Como consequência da reversibilidade das propriedades tixotrópicas adquiridas pela liga, o lingote de *rheocasting* pode aquecer-se a temperaturas adequadas e recuperar as características tixotrópicas. Portanto uma liga solidificada com estrutura não-dendrítica (de *rheocasting*) pode aquecer-se até a temperatura do estado semi-sólido e conformar-se segundo um processo de forja (*thixoforming*) ou injeção (*thixocasting*), como mostra a *figura 3.4.* [4]

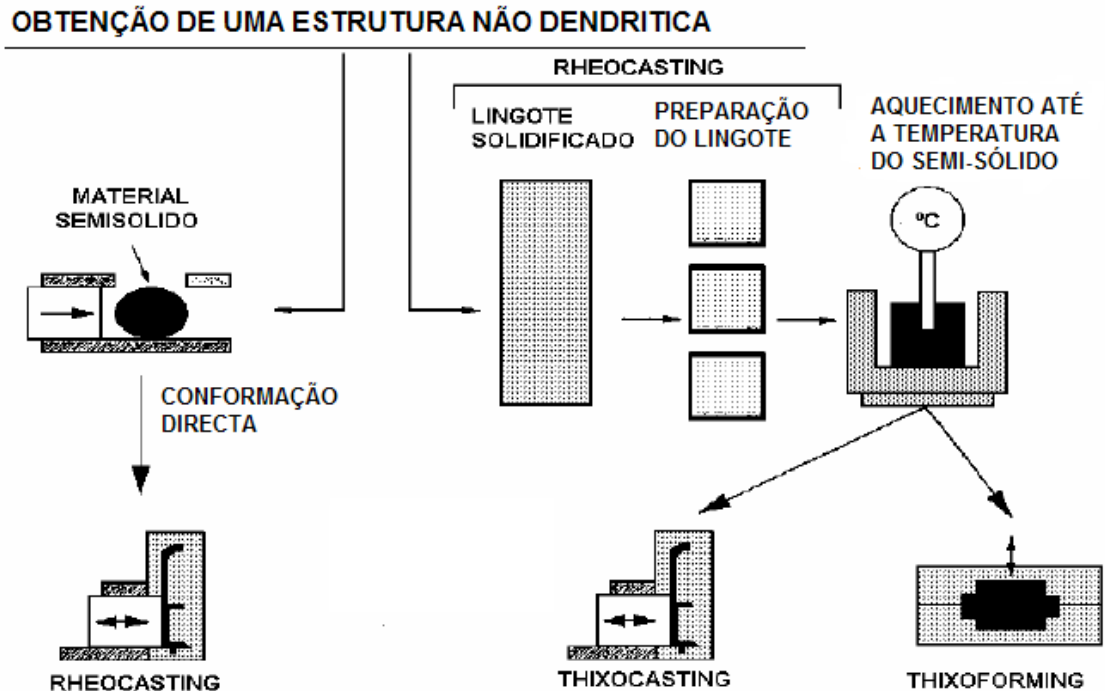
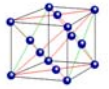
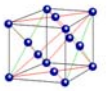


Figura 3.4.: Esquema dos processos Thixoforming [3]

O objectivo da produção de matéria-prima é o de obter o material com características de microestrutura tixotrópicas onde uma fase primária não-dendrítica (ou globular) com tamanho de grão refinado está uniformemente distribuída numa matriz com baixo ponto de fusão. A produção de matéria-prima tixotrópica pode começar através duma liga líquida com solidificação controlada sob condições específicas, ou através de um estado sólido com elevada deformação plástica e recristalização. [5]

Resumindo, os métodos para obter lingotes com uma estrutura não-dendrítica denominam-se *Rheocasting* e são o ponto de partida dos diferentes processos de conformação no estado semi-sólido (SSM) na escala industrial [4]:

- *Thixoforming*;
- *Compocasting*;
- *Thixomolding*;
- *New Rheocasting*;
- *Sub Liquidus Casting*;
- *Semi-Solid Rheocasting*.



3.3.1.Thixoforming

Os processos de conformação no estado semi-sólido do tipo *Thixoforming* realizam-se através da injeção num molde do material pastoso, utilizando-se uma máquina semelhante à da fundição injectada (*Thixocasting*), ou através da prensagem numa matriz (*Thixoforging*). Um esquema destes processos encontra-se na *figura 3.5.*

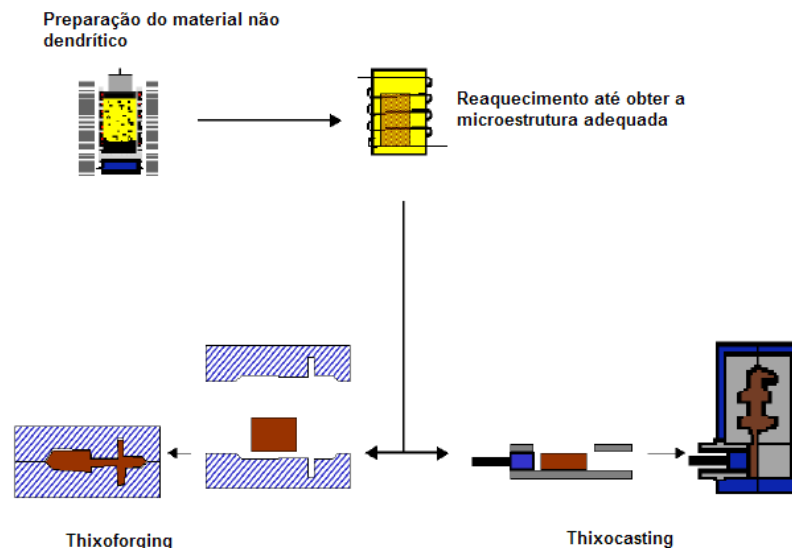


Figura 3.5.: Sequência dos processos de fabricação por Thixoforming [3]

Pode-se distinguir duas etapas no processo de *thixoforming*, o aquecimento do lingote ao estado semi-sólido e sua introdução no molde ou matriz. A primeira etapa, comum a ambos os procedimentos, tem por objecto a refusão parcial do lingote. No caso das ligas de alumínio-silício o intervalo de trabalho no estado semi-sólido indica-se na *figura 3.6.*

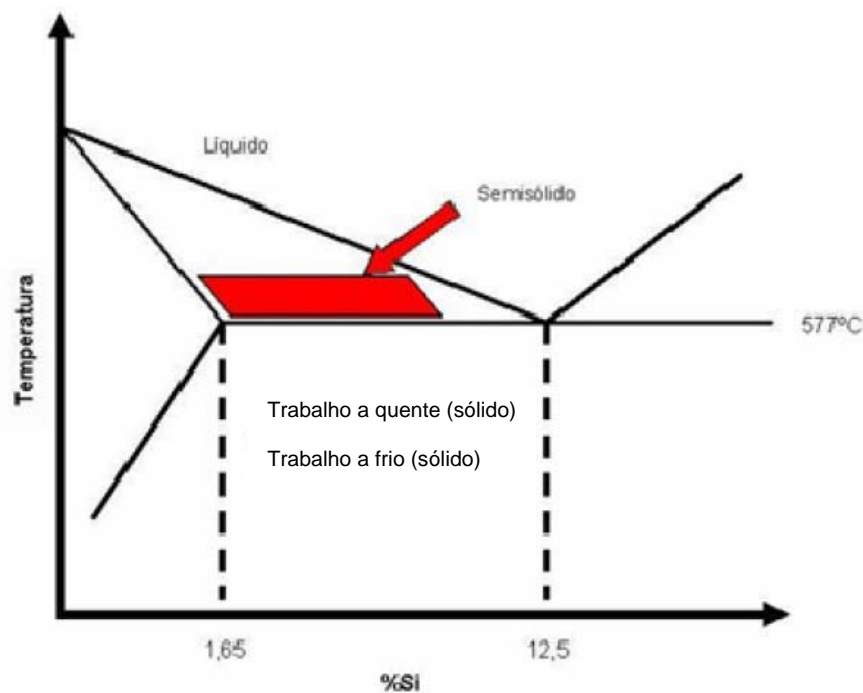
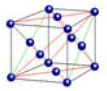


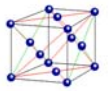
Figura 3.6.: diagrama de fases das ligas alumínio-silício onde se indica o intervalo de trabalho nos processos de conformação por Thixoforming [3]

Pode-se utilizar uma grande variedade de métodos de aquecimento mediante transferência de calor por radiação ou convecção, por exemplo fornos aquecidos com isqueiros a gás ou resistências eléctricas. No entanto, é difícil evitar gradientes elevados de temperaturas no aquecimento rápido produzido por estes meios. Por isso, o método mais utilizado é o aquecimento por indução, com o que se consegue uma rápida e uniforme refusão parcial do material. [4] [16]

3.3.2. Thixoforging

Utilizam-se lingotes provenientes de estruturas solidificadas mediante agitação electromagnética, ou por alguma das outras técnicas de *Rheocasting*, reaquecidos no estado semi-sólido. A solidificação completa tem lugar a pressões de 10 a 100 MPa, o que conduz a peças isentas de porosidade e fissuras. Um esquema apresentado pela figura 2 detalha este processo.

Existem variantes dos processos, como o *Thixoforging* em câmara de vácuo, ou em atmosfera controlada, que permite reduzir a formação de óxidos a elevadas temperaturas.



A máquina capaz de injectar perfis de ligas parcialmente fundidas dentro de matrizes fechadas, que permite o controlo e a medida da velocidade de injeção e a pressão final na matriz encontra-se na *figura 3.7.* [4]

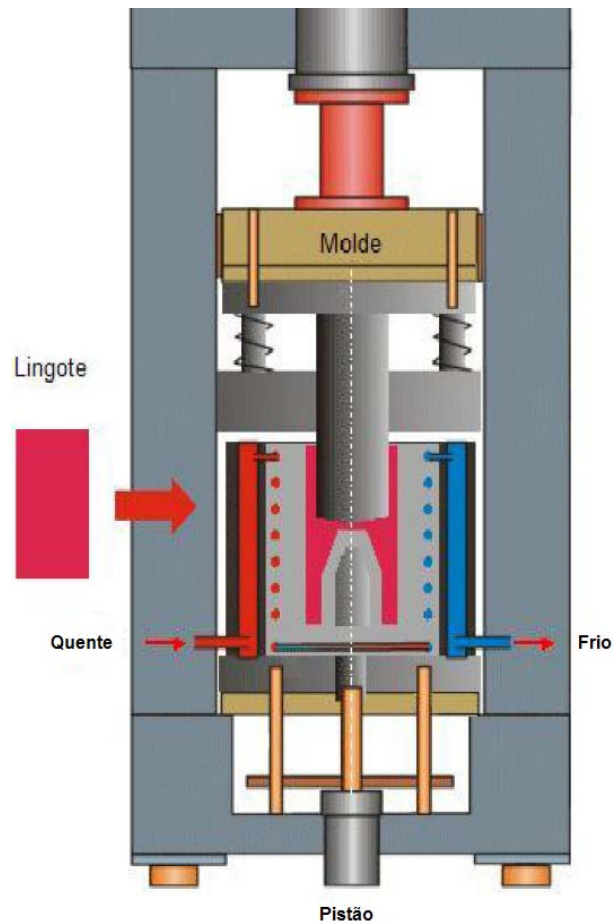
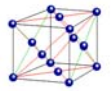


Figura 3.7.: Máquina para Thixoforging [3]

Face ao processo de forjagem, o *thixoforging* possui as seguintes vantagens e desvantagens [4]:

- Viabilidades nas ligas com elevado ponto de fusão;
- Facilidade para ser utilizado nas ligas de fundição alumínio-silício, pelo seu intervalo de solidificação ($> 40\text{ }^{\circ}\text{C}$);
- Boa reprodução da forma da matriz;
- Elevada vida da matriz, devido às baixas temperaturas de conformação e ao curto intervalo de tempo de permanência no molde;
- Elevado custo dos lingotes de *Rheocasting*;
- Tamanho limitado dos lingotes (diâmetro);
- Elevado custo do desenho especial que requer a estampagem;



- Elevados investimentos de equipamentos;
- Requer-se pessoal qualificado;
- As propriedades mecânicas são um pouco inferiores à forjagem convencional.

3.3.3. Thixocasting

Os actuais processos de *Thixocasting* realizam-se em lingotes de *Rheocasting*, que são aquecidos até à temperatura do estado semi-sólido e transportados até à operação de iniecção e posterior extracção, como se mostra na *figura 3.8.*

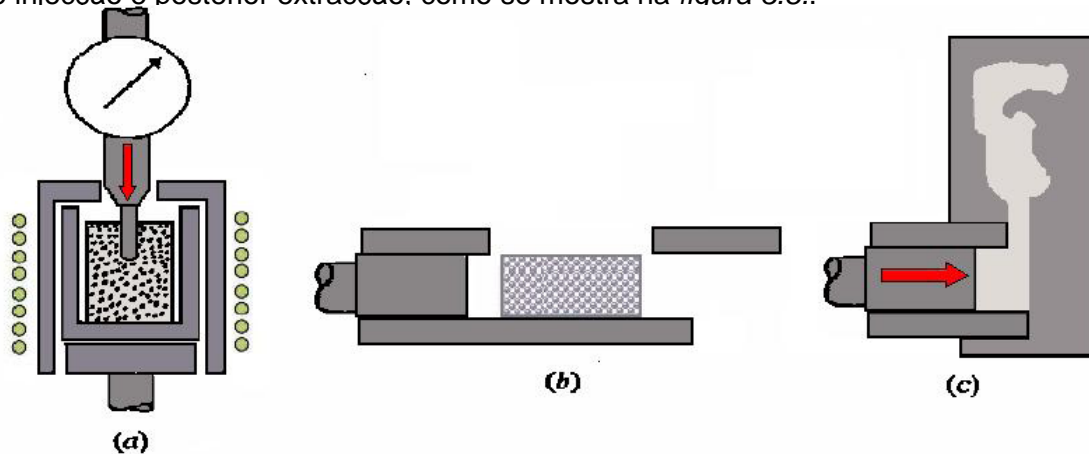
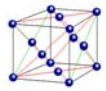


Figura 3.8.: Processo de conformação por Thixocasting [3]
(a) Aquecimento até ao estado semi-sólido
(b) Inserção do material no estado semi-sólido na máquina de injeção
(c) Fundição injectada

As vantagens do processo de conformação por *Thixocasting*, comparado com o procedimento convencional da fundição injectada são as seguintes [4] [17]:

- Ao eliminar o processo de fusão total evita-se a emissão de gases prejudiciais para a atmosfera ou para o operário;
- Redução da temperatura de trabalho: a temperatura do lingote é mais baixa que a temperatura liquidus, 100 °C por baixo da produção tradicional. Isso leva a uma poupança energética que pode chegar até 65 % relativamente ao tradicional (ver *tabela 3.1.*);
- Menor temperatura de injeção;
- Obtenção de componentes com menos defeitos, devido tanto à eliminação de impurezas, escórias e fundentes, como à redução das temperaturas de trabalho, com o que as distorções térmicas e as contracções de solidificação são inferiores;



- Menor quantidade de lubrificante nos moldes, a causa da redução de temperaturas;
- Menor porosidade gasosa, devido a que o fluido penetra no molde com fluxo laminar;
- Redução da contração durante a solidificação;
- Tempos de solidificação mais curtos;
- Rápido arranque e parada (aproximadamente 1 hora);
- Maior duração dos moldes. Pelo facto da temperatura do processo ser menor, é notório a redução da deterioração dos mesmos, incrementando-se a sua vida em 20%.

Tabela 3.1.: Consumo energético para conformação de ligas de alumínio [3]

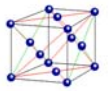
	Moldação por gravidade	Moldação por injeção	Thixocasting
Temperatura de trabalho °C	740	700	580
Energia térmica utilizada, J/g	637	595	288

Mediante a técnica do *Thixocasting* pode-se produzir peças de igual ou maior complexidade que por fundição injectada.

Os inconvenientes da conformação por *Thixocasting* são os seguintes:

- Elevado custo da matéria-prima (lingote de *Rheocasting*);
- Elevado custo do forno de indução para o aquecimento dos lingotes;
- Elevado custo dos controlos “não-destrutivos”;
- Elevada relação entre o peso do material de partida e o componente acabado, devido à quantidade de material de desperdiçado;
- Restrição na composição da liga.

A microestrutura de uma liga conformada por *Thixocasting* consiste em glóbulos de fase α , rodeados de um microconstituente eutético modificado e muito fino (Fig.3.9. a). No interior dos grãos α distinguem-se ilhas de eutético de dois tipos: umas com a mesma aparência que a que rodeia a fase α e outras de um eutético retido muito mais



fino. Estas formas eutéticas, no interior dos grãos de α não aparecem nos materiais conformados por *Rheocasting* (Fig.3.9.b).

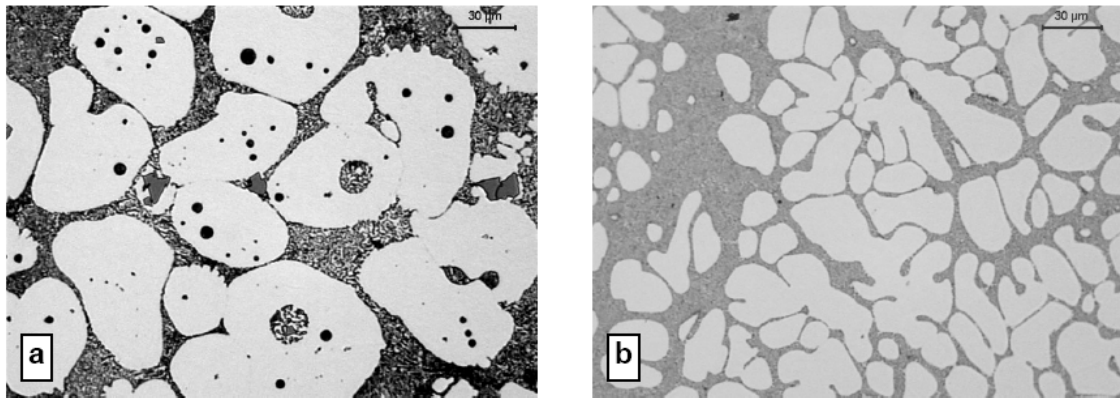
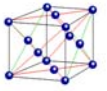


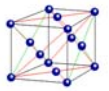
Figura 3.9.: Microestrutura da liga A357 conformada por [1]
(a) *Thixocasting*
(b) *Rheocasting*

Um parâmetro muito importante para caracterizar a microestrutura das ligas no estado semi-sólido é a quantidade de líquido preso ou retido dentro dos glóbulos. Este líquido não afecta o comportamento da pasta semi-sólida, mas reduz a fracção efectiva de volume que actua como lubrificante das partículas sólidas, segundo o diagrama de equilíbrio. Em consequência, a viscosidade da pasta semi-sólida é mais alta do que se esperava. Portanto, é necessário considerar o líquido retido (preso ou retido). [1] [17]

! Sabia que...

O estado pastoso é um estado da matéria onde ela se comporta como um líquido, digamos, extremamente "grosso", ou seja, um líquido consistente. O estado pastoso ou Condensado é o estado físico previsto por Bose e Einstein no qual um corpo perto do zero absoluto está no seu estado mais baixo de energia, no qual adquire propriedades estranhas, como subir pelas paredes! [13]





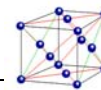
4. Tratamentos térmicos nas ligas de alumínio

4.1. Introdução

Um ***tratamento térmico***, no sentido amplo da palavra, refere-se ao aquecimento e arrefecimento dos metais no estado sólido para modificar as suas propriedades mecânicas, a sua estrutura metalográfica ou eliminar tensões residuais. [6] [9]

Tal como nos outros metais, o alumínio e suas ligas endurecem e aumentam a sua resistência mecânica quando trabalhadas a frio. Além disso, algumas ligas de alumínio possuem a valiosa característica de responder a tratamentos térmicos, adquirindo propriedades mecânicas superiores às que podem ser obtidas apenas no trabalho a frio. [18]

Assim, as ligas de alumínio são divididas convenientemente em dois grupos: as ligas “tratáveis” termicamente, proporcionando-lhes maior resistência mecânica, e as



ligas “não-tratáveis” termicamente, cuja resistência só pode ser aumentada através do trabalho a frio. As ligas tratáveis termicamente podem ainda ser trabalhadas a frio e, posteriormente, sofrer o tratamento térmico para o aumento da resistência mecânica. As ligas não tratáveis termicamente podem ser submetidas a alguns tratamentos térmicos como de estabilização e recozimentos plenos ou parciais. [18]

A “*Aluminium Association*” estabeleceu um sistema de designação, adotado pela comunidade científica e industrial em geral, para o tratamento mecânico ou térmico de produtos obtidos por enformação plástica (“*wrought products*”). Na tabela C.1. do anexo C apresentam-se as designações que se utilizam nos tratamentos das ligas de alumínio.

Os tratamentos utilizados em peças fundidas são classificados de acordo com a sequência de processos térmicos e mecânicos. A mais comum dessas nomenclaturas é a estabelecida pela *American Association* e estabelece a letra “T” do inglês *Temper* (Têmpera), seguido de um primeiro dígito representado por um número que varia de 1 a 10 para identificação dos tratamentos, como por exemplo o tratamento T6. Cada número identifica uma sequência específica de tratamentos térmicos básicos, sendo que números adicionais são acrescidos ao primeiro dígito para identificar variações no tratamento. [9]

Na maioria das vezes, a estrutura metalográfica de peças brutas de fundição, apresenta-se instável e com tensões residuais indesejáveis típicas deste processo de fabricação, que podem provocar até a quebra da peça quando em serviço. Estas tensões residuais ocorrem, porque normalmente as taxas de arrefecimento de solidificação são elevadas e os compostos formados não têm tempo suficiente para se distribuírem de forma homogênea e organizada durante a solidificação. Além disso, a realização de tratamento térmicos posteriores, melhora significativamente as propriedades mecânicas, através da solubilização e ou precipitação de compostos específicos. [9]

4.2. O tratamento de endurecimento por precipitação nas ligas de alumínio

A primeira aproximação ao mecanismo de envelhecimento de ligas temperadas foi proposta em 1919 por Merica, que explicava o endurecimento pela precipitação de uma nova fase a baixa temperatura a partir de uma solução sólida sobressaturada. [6]

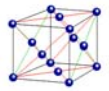
Quando certas ligas de alumínio se mantêm a temperaturas inferiores a 250 °C, depois de temperadas desde altas temperaturas (350 °C ou mais), estas revelam uma melhoria significativa das suas propriedades, nomeadamente da resistência mecânica. A



descoberta do endurecimento estrutural por envelhecimento, em 1906, conduziu ao desenvolvimento da primeira liga industrial, o Duralumínio, em 1916. Desde então, as ligas de alumínio endurecíveis por precipitação têm adquirido uma importância considerável devido às melhorias contínuas nas suas características físicas e mecânicas específicas, e à sua aptidão para a conformação, forjagem a quente ou a frio. [6] [8]

Antes de estabelecer as definições adoptadas, para a designação dos tratamentos de endurecimento das ligas de alumínio, apresentam-se alguns conceitos que estão subjacentes à nomenclatura que caracteriza os tratamentos de endurecimento:

- **Tratamento térmico de solubilização** – decorre em duas fases distintas, o primeiro passo do procedimento é o aquecimento de uma liga tratável termicamente a uma temperatura elevada, de forma a pôr os elementos de liga ou compostos em solução. As temperaturas de tratamento de solução, são tipicamente cerca de 530°C, valor próximo do ponto de fusão. O segundo passo, é a têmpera, de forma a produzir uma solução-sólida sobressaturada à temperatura ambiente, prevenindo temporariamente a precipitação dos elementos da liga (*figura 4.1.*). [7] [13]
- **Envelhecimento** – tipicamente o terceiro passo do processo de endurecimento por precipitação que sequencia os dois passos anteriores do tratamento de solubilização (solubilização propriamente dita e têmpera). A condição de solução-sólida sobressaturada é instável. Gradualmente, os constituintes precipitam-se de uma maneira extremamente fina (somente visível a microscópio). A formação de precipitados finamente dispersos na liga é então o objectivo do processo de envelhecimento (*figura 4.1.*). Estes precipitados impedem o movimento das deslocações durante a deformação, forçando as deslocações a cortar ou rodear as partículas precipitadas. O envelhecimento das ligas à temperatura ambiente denomina-se envelhecimento natural, enquanto que o envelhecimento a temperaturas elevadas se designa por envelhecimento artificial. A temperatura de envelhecimento artificial é 15 a 25% da diferença entre a temperatura ambiente e a temperatura de solubilização, acima da temperatura ambiente. Enquanto que o envelhecimento natural leva a um aumento contínuo da resistência com o tempo, o artificial produz um aumento até um máximo, variável com o tempo para cada temperatura e



partir do qual se observa uma queda na resistência da liga (*figura 4.1.*). [8]
[20]

- **Sub-envelhecimento** – precipitação de uma quantidade e distribuição incorrecta dos precipitados (precipitados subdesenvolvidos – *figura 4.1.*).
- **Sobre-envelhecimento ou super-envelhecimento** – precipitação de uma quantidade acima da ideal ou crescimento exagerado dos elementos e compostos a partir da solução sobressaturada (*figura 4.1.*). Tipicamente o resultado, é a redução de resistência mecânica e resistência à corrosão. Existem no entanto circunstâncias em que pode resultar numa melhoria da resistência à corrosão entre outras propriedades. [8]

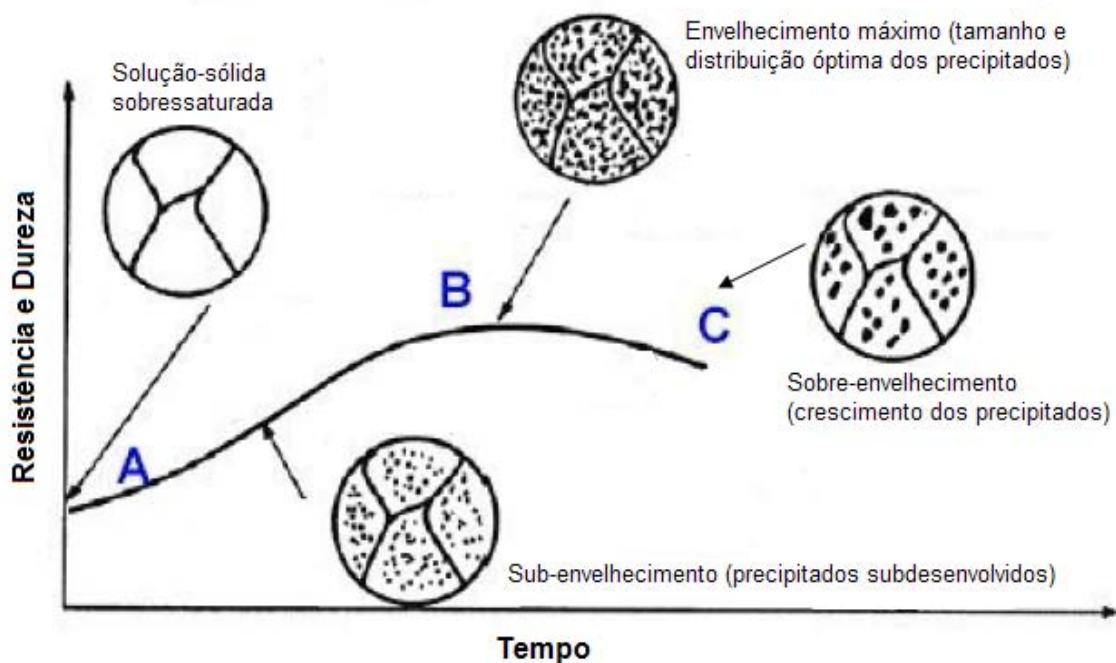


Figura 4.1.: Evolução esquemática da dureza e resistência de uma liga de alumínio de endurecimento por precipitação [8]

4.3. Características da precipitação estrutural

Considerando uma liga binária alumínio-elemento com um diagrama de equilíbrio do tipo representado na *figura 4.2.*, a *figura 4.3.* mostra, para uma liga de concentração x_1 , a sequência do tratamento térmico de endurecimento por precipitação.

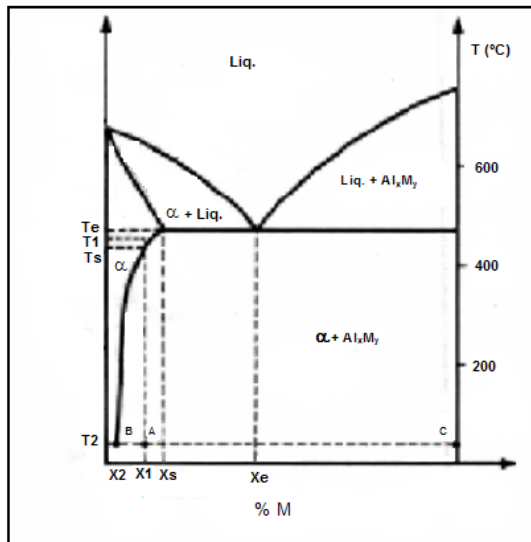
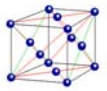


Figura 4.2.: Diagrama de equilíbrio de uma liga binária. [3]

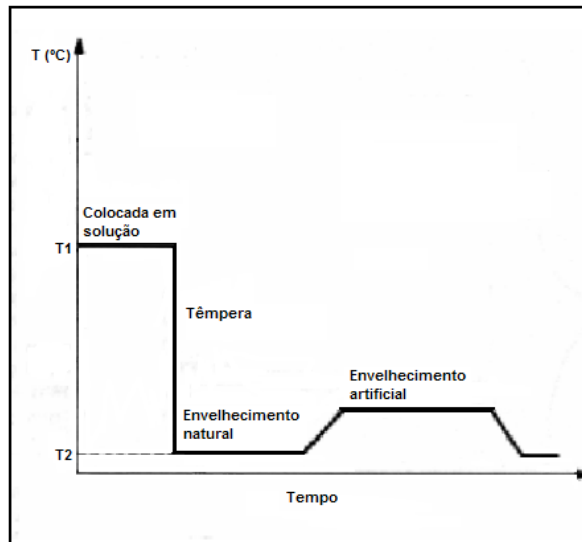


Figura 4.3.: Sequência do tratamento térmico. [3]

Se a liga arrefecer lentamente desde a temperatura (T_1) onde é uma solução sólida (α) até uma temperatura inferior (T_s), esta tende a precipitar partículas do intermetálico Al_xM_y , o qual não contribui para o endurecimento da liga dado o seu tamanho (da ordem de um micrómetro) e dada a escassa quantidade de precipitados por unidade de volume no interior dos grãos de $Al-\alpha$. Pelo contrário, se a liga arrefecer rapidamente até T_2 obtém-se uma solução sólida metaestável (sobressaturada de soluto). [3]

Por razões de ordem termodinâmica e cinética, a solução sólida sobressaturada, por têmpera, não dá lugar, à temperatura ambiente, à precipitação da fase intermetálica de equilíbrio. O endurecimento das ligas de alumínio à temperatura ambiente ou com aquecimento (envelhecimento artificial) resulta duma decomposição sequencial da solução sólida α e de um empobrecimento progressivo em soluto desta última, seguindo as etapas que aparecem na *tabela 4.1.* [3]

Uma liga no estado de solução sólida sobressaturada está num nível de energia elevado, pelo que durante a etapa de envelhecimento, a liga endurece progressivamente e a solução sólida decompõe-se (passa para um estado de menor energia) para dar lugar à formação de pequenas zonas ou agrupamentos de átomos de soluto (zonas de Guinier-Preston ou zonas GP). [3][8]

As zonas GP introduzem distorções elásticas na rede da matriz. Em certos casos, esta precipitação é facilitada pela presença de defeitos na rede, tais como deslocações, que favorecem uma difusão mais elevada de átomos de soluto ou acomodam os campos de deformações elásticos. [3]



Um aquecimento posterior a T moderada (envelhecimento) acentua ainda mais a decomposição da solução sólida pela precipitação de mais átomos, produzindo precipitados mais finos (tamanho compreendido entre 2 e 50nm) que no entanto endurecem mais a liga, até um máximo de resistência mecânica (*figura 4.3.*). Estes precipitados coerentes ou semicoerentes (β') são compostos intermetálicos metaestáveis, que possuem uma rede cristalina e uma composição química próprias, distinta da do composto intermetálico de equilíbrio estável (Al_xM_y). A fracção volumétrica de precipitados metaestáveis aumenta também com o grau de sobressaturação e com a concentração relativa em alumínio do precipitado. [3]

O precipitado de equilíbrio (β) ocorre mediante um sobre-envelhecimento efectuado à temperatura relativamente alta. O amaciamento da liga fica então sujeito à coalescência de precipitados, sendo que os maiores (na ordem de 1 micrómetro) se tornam visíveis ao microscópio óptico. [3]

Tabela 4.1.: Sequência observada normalmente nas ligas endurecíveis por envelhecimento [3]

Estado bruto de têmpera	$\rightarrow\rightarrow$ envelhecimento $\rightarrow\rightarrow$		\rightarrow sobre- envelhecimento
α_0	$\alpha_1 + \text{GP}$	$\alpha_2 + \beta'$	$\alpha_3 + \beta$
Solução sólida	Zonas GP	Precipitados metaestáveis β'	Precipitados de equilíbrio β
CFC	Precipitados coerentes	Precipitados coerentes ou semicoerentes	Precipitados incoerentes

Os diagramas de equilíbrio dos sistemas binários alumínio-silício e alumínio- Mg_2Si são apresentados nas *figuras 4.4. e 4.5.*:

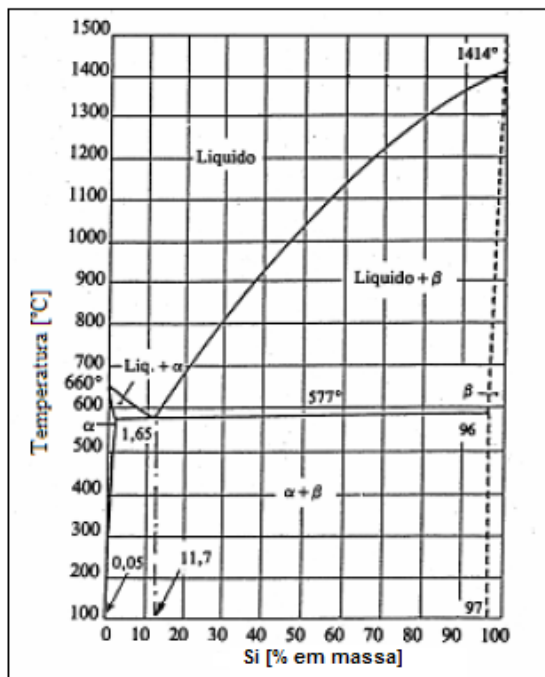


Figura 4.4. : Diagrama de equilíbrio Al-Si [3]

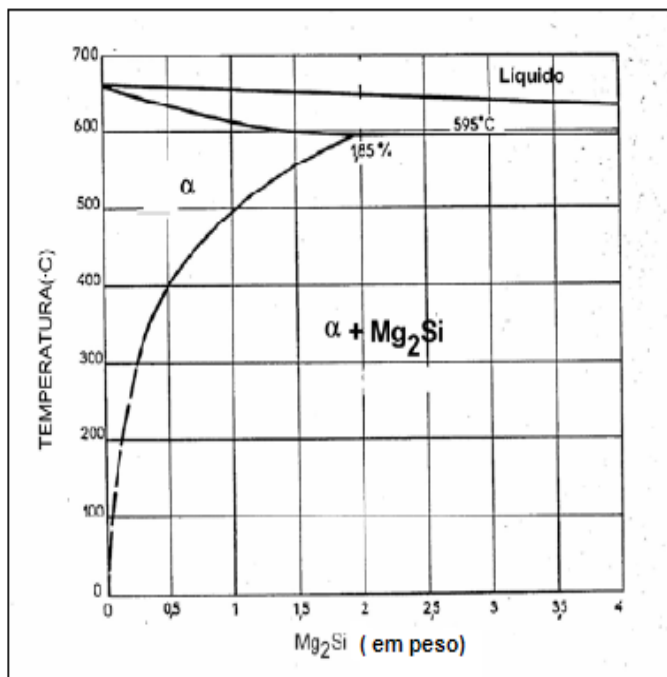


Figura 4.5.: Diagrama de equilíbrio Al-Mg₂Si [3]

O conhecimento dos limites de solubilidade nestes sistemas tem grande importância dada a notável diminuição da solubilidade do soluto com a temperatura que permite que estas ligas sejam susceptíveis de tratamentos térmicos para melhorar as propriedades mecânicas. Caracteriza-se a evolução da microestrutura que envolve um sistema mais complexo que os binários simples Al-Si e Al-Mg₂Si estabelecendo-se a seguinte sequência de precipitação:

Liq.	→	dendrites Al	613 °C
Liq.	→	Al + Si	570 °C
Liq.	→	Al + Al ₈ Mg ₃ FeSi	570 °C
Liq.	→	Mg ₂ Si + Al	570 °C
Liq.	→	Al + Al ₅ FeSi	568 – 556 °C

Na *tabela 4.2.* descreve-se as características morfológicas, cristalográficas e estruturais das zonas GP, precipitados de transição metaestáveis e os precipitados de equilíbrio, por ordem de aparecimento na solução sólida, para o sistema AlMgSi. [3]

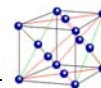


Tabela 4.2.: Provável sequência de precipitação nas ligas alumínio-magnésio-silício e alumínio-silício [3]

Sistema	Precipitados	Parâmetros cristalográficos dos precipitados	Crescimento orientado do cristal	Estrutura cristalina
Al-Mg-Si	Clusters de Mg e Si, zonas GP.	Invisível por TEM	Zonas GP/ [001] _{Al}	
	β''	$a = 1,533\text{nm}$ $b = 0,305\text{nm}$ $c = 0,683\text{nm}$ $\beta = 106^\circ$	Agulhas coerentes à volta de [001] _{Al}	Monoclínico
	β'	$a = 0,705\text{nm}$ $c = 0,305\text{nm}$	Barras semicoerentes à volta de [001] _{Al}	Hexagonal
	β'	$a = 1,03\text{nm}$ $c = 0,305\text{nm}$	Barras semicoerentes à volta de [001] _{Al} , forma-se sempre com β''	Hexagonal
	β (Mg ₂ Si)	$a = 0,639\text{nm}$	Plaquetas em [001] _{Al} , pode transformar-se em β'	ccc
Al-Si	Silício	$a = 0,532\text{nm}$	Plaquetas em (001) _{Al} , (111) _{Al} , (112) _{Al}	Cúbica diamante

Na figura 4.6. mostra-se uma representação esquemática da evolução destes precipitados desde as estruturas GP até as condições de equilíbrio.

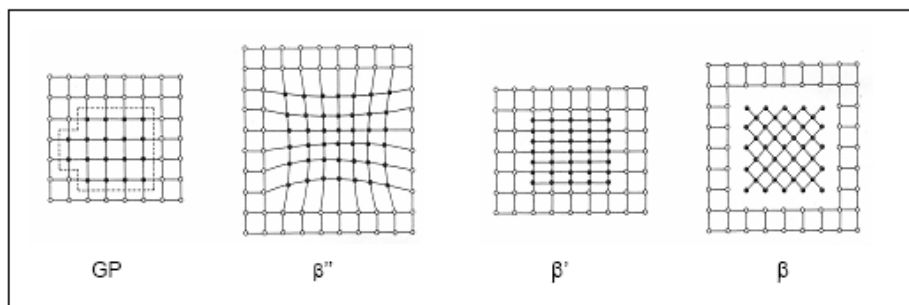


Figura 4.6.: sequência de precipitação nas ligas alumínio-silício-magnésio [3]

No caso das ligas alumínio-silício-magnésio, com elevada quantidade de silício, somente a parte de silício livre (não precipitado como silício eutético) tem participação no endurecimento estrutural. A decomposição da solução sobressaturada inicia-se com a formação de agrupamentos de átomos (clusters) de silício. Estes agrupamentos conduzem à formação de zonas esféricas GP coerentes que se alargam na direcção da matriz cúbica na forma de agulhas. [3]

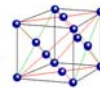
As zonas GP são relativamente estáveis e podem existir até 260°C. Com o aquecimento prolongado, as zonas GP evoluem para formar as barras de precipitado β' , semicoerentes com a matriz. A fase final de equilíbrio são placas incoerentes com a matriz. [3]

4.4. Esferoidização do silício

O tratamento de esferoidização permite variar a forma e a distribuição dos cristais de silício eutético. A esferoidização produz-se ao aquecer as amostras a altas temperaturas, próximas da temperatura eutética (500-550 °C), durante tempos prolongados. O tratamento de esferoidização potencia as características mecânicas da liga aumentando a plasticidade e o alongamento, sem diminuir a resistência mecânica. Durante a esferoidização, a evolução das partículas de silício passa por 3 etapas ou fases:

■ 1ª etapa: subdivisão ou escalonamento

Este primeiro estado da evolução dos cristais de silício aparecem naqueles pontos mais activos da superfície do cristal, com maior energia livre, chamados escalões de esferoidização. Os contornos ou arestas vivas dos cristais aparecem arredondados depois da subdivisão, devido à redissolução parcial do silício eutético, a sua divisão produz uma redução da sua longitude. Pelo facto



de se produzir a subdivisão das partículas de silício, o seu número aumenta e a sua morfologia tende para a sua forma ideal que é a esférica (*figura 4.7.b*).

Os poliedros de silício primário mudam de morfologia para tempos de tratamento prolongados quando a temperatura é baixa, mas quando são temperaturas próximas da eutética, 550°C, a evolução é mais rápida. Os cristais de silício primário tendem a dissolver-se.

■ 2ª etapa: crescimento

Depois de produzir-se a subdivisão das partículas de silício, o passo seguinte é o crescimento (*figura 4.7.c*), no qual umas partículas crescem à custa de outras por falta da homogeneidade do silício na fase matriz, o que supõe a existência de um gradiente de concentração, e provoca um fluxo ou transferência de átomos de silício, desde as partículas de menor raio até as de maior, com o fim de manter-se o equilíbrio da interface.

Neste estado consegue-se uma redistribuição mais homogênea das partículas de silício, diminui o número total de partículas e a sua forma torna-se mais esférica. Este processo desenvolve-se de forma contínua com tempos de tratamento prolongados.

■ 3ª etapa: esferoidização

Tende-se para a forma mais estável das partículas de silício, que é a esférica; a etapa de esferoidização sobrepõe-se à de crescimentos, sem uma separação clara. A evolução descrita pode-se considerar válida para qualquer estrutura, independente do conteúdo de silício da liga. Um esquema dessa evolução encontra-se esquematizado na *figura 4.7.* [3]

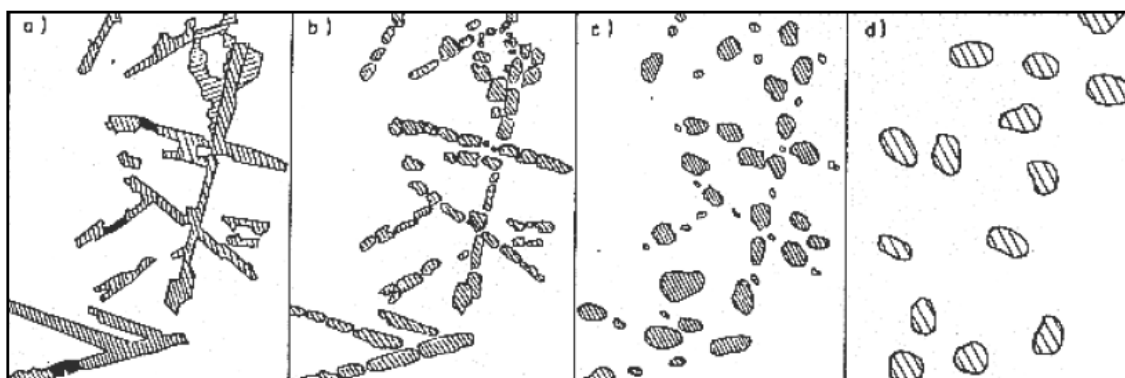


Figura 4.7.: Representação da evolução dos cristais de silício eutético (Al-13Si), durante o tratamento de esferoidização: a) estrutura original, cristais de silício ramificado, b) primeira fase do processo de subdivisão dos cristais, c) engrossamento e diminuição do número de partículas, d) estrutura final idealizada, partículas esféricas. [3]



Na etapa de esferoidização, umas partículas crescem a partir das outras as quais vão desaparecendo. Se se considerar duas partículas adjacentes com diferente diâmetro, a concentração de soluto na matriz adjacente à partícula aumenta quando o raio de curvatura diminui, devido ao efeito Gibbs-Thomson. No entanto, haverá uma falta de homogeneidade de silício na matriz de fase α , que supõe a existência de um gradiente de concentração (factor base para que haja difusão) na matriz, como consequência, produzir-se-á a difusão de átomos de silício, desde as partículas de menor raio às de maior raio, com o objectivo de manter o equilíbrio da interface. O resultado será que o número total de partículas diminui e o raio médio (r) aumenta com o tempo. [3]

O crescimento de grão nos materiais policristalinos produz-se devido à diminuição da energia total do sistema por redução da superfície dos grãos de silício. A energia superficial total das partículas de silício reduz-se por engrossamento. A equação seguinte descreve o crescimento do tamanho médio da partícula como uma função do tempo e pode ser utilizada para deduzir o mecanismo de crescimento.

$$D = K_0 t^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{Eq. 1}$$

onde D é o diâmetro médio da partícula, após um tempo de tratamento t , Q a energia de activação (J/mol), n é uma constante empírica com valor ≤ 0.5 , T a temperatura (K), R a constante dos gases perfeitos 8,314 J/(mol.K) e K_0 a constante de velocidade. [3]

A velocidade de crescimento das partículas aumenta com a temperatura como mostra a figura 4.8..

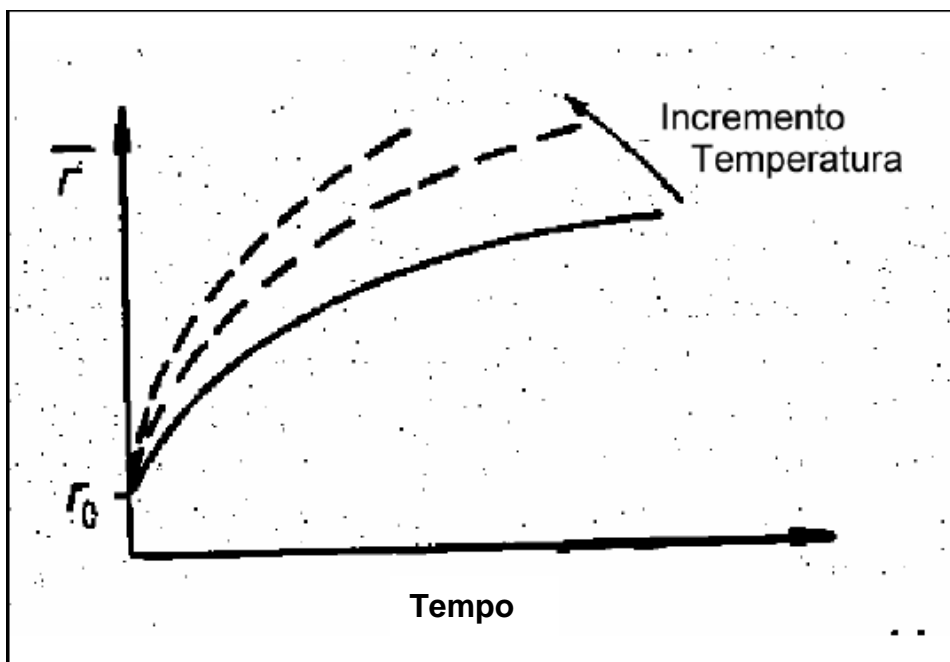


Figura 4.8.: Diagrama esquemático da variação do raio médio com o tempo, a diferentes temperaturas. [3]



As mudanças produzidas no processo de esferoidização, revertem numa variação das propriedades mecânicas, dureza, alongamento, etc. A redistribuição dos cristais de silício na matriz de alumínio melhora o comportamento plástico e a maquinabilidade da liga.

A temperatura de tratamento tem um papel importante na determinação das características das partículas de silício. A velocidade de esferoidização é directamente proporcional à temperatura do tratamento. O aumento da temperatura facilita a difusão dos átomos de silício, conseguindo-se uma boa homogeneização no seio da matriz. O aumento da temperatura de tratamento provoca um decréscimo da dureza para o mesmo tempo de ensaio. [3]

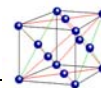
A temperatura de tratamento depende da composição química, já que temperaturas demasiado altas supõem a fusão dos intermetálicos situados no limite do grão, que tem uma temperatura de fusão próxima da temperatura eutética do sistema Al-Si. [3]

A resistência à fadiga e à rotura melhoram com tratamentos térmicos prolongados. [3]

Outros estudos sobre o efeito dos tratamentos térmicos T4, T5, T6 e T7, nas ligas alumínio-silício mais utilizadas em *Thixocasting*, são os de Gabatthuler e outros. [3] Estes investigadores tomaram amostras das zonas mais grossas de uns componentes (secção transversal aproximadamente de 20-30 mm) e realizaram ensaios de tracção no estado bruto e sub condições de tratamento térmico. Os resultados para estas ligas AlSi7Mg0.3 (A356) e AlSi7Mg0.6 (A357) mostram-se na tabela seguinte. [3]

Tabela 4.3.: Propriedades mecânicas em função dos tratamentos térmicos. [3]

	AlSi7Mg0.3 (A356)				AlSi7Mg0.6 (A357)			
	R _{p0.2} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	HB	R _{p0.2} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	HB
Estado bruto	110	220	14	60	115	220	7	5
T4: 520 °C/2h, H₂O, 20°C/96h	130	250	20	70	150	275	15	85
T5: 180°C/4h, arrefecido ao ar	180	255	5-10	80	200	285	5-10	90
T6: 520°C/2h, H₂O, 160°C/7h	240	320	12	105	260	330	9	115
T7: 520°C/2h, H₂O, 205°C/1h	260	310	9	100	290	330	7	110



As figuras seguintes (4.9. a 4.15.) mostram algumas microestruturas das ligas A356 e A357 tratadas termicamente com T5 e T6.

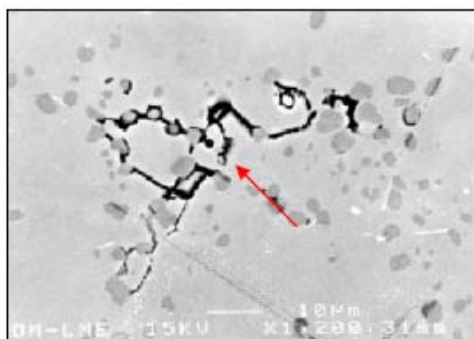


Figura 4.9.: Micrografia SEM A357 T6 onde se observa uma fissura à volta do silício. [3]

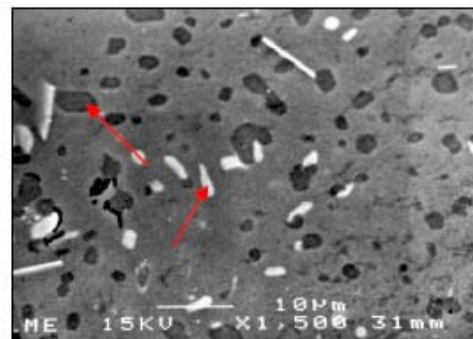


Figura 4.10.: Microestrutura A357 T6 onde se detecta β -AlFeSi (claro) e silício (escuro). [3]

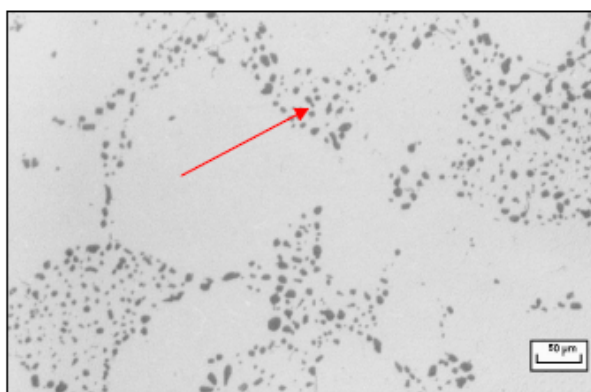


Figura 4.11.: Microestrutura A356 T6 com eutético globulizado. [3]

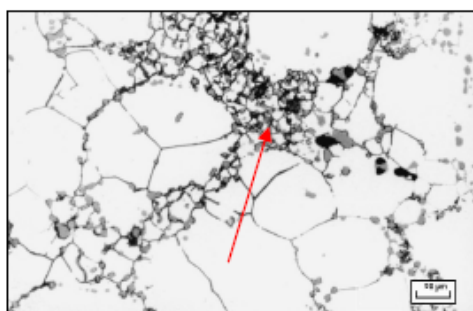


Figura 4.12.: Microestrutura A356 T6 com fissuras. [3]

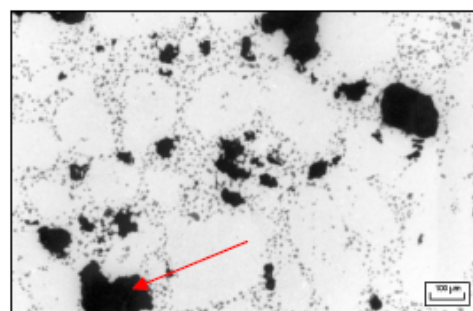


Figura 4.13.: Microestrutura A356 T6 com porosidade. [3]

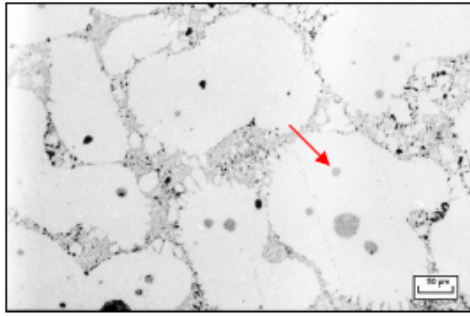
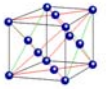


Figura 4.14.: Microestrutura A357 T5 observam-se esferóides de eutético. [3]

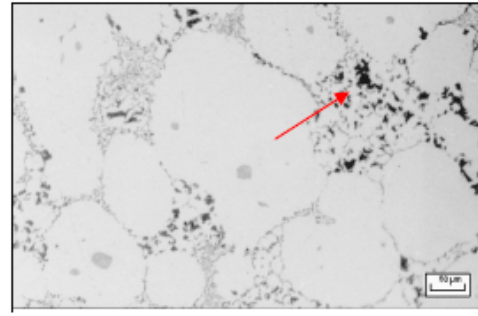
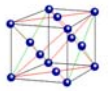


Figura 4.15.: Microestrutura A357 T5 com grande quantidade de intermetálicos e silício primário. [3]

! Sabia que...

O primeiro mecanismo de endurecimento observado pelo Homem foi em 1540, onde V. Biringuccio, no seu clássico *De La Pirotechnia*, já mencionava que os metais ao serem deformados tornavam-se mais resistentes à deformação.

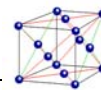


5. Metodologia Experimental e Análise da Liga A356

5.1. Corte das amostras

As amostras da liga A356 com tamanho 15X15X10mm foram cortadas numa máquina de corte (C250S Hitech) na empresa Haertha a partir de um lingote, para a análise microestrutural e medida de microdurezas.

O arrefecimento do disco garantiu o corte a frio. De seguida as amostras foram rectificadas sob refrigeração num torno.



5.2. Análise Química

O passo seguinte foi confirmar a composição química da amostra tendo esta análise sido efectuada num espectrómetro de emissão óptica na empresa HYDRO. Esta empresa dedica-se à refusão de ligas de alumínio sendo o seu espectrómetro calibrado apenas para este tipo de ligas.

O resultado da análise é apresentado na *tabela 5.1.*

Tabela 5.1.: Composição química da matéria-prima a utilizar (% em peso)

Al	Si	Mg	Fe	Ti	Mn	Cu
92,6	6,71	0,34	0,12	0,10	0,0047	0,0039

Em comparação com os dados fornecidos pela literatura, *tabela 2.1.* do *capítulo 2*, todos os valores dos elementos que constituem a liga estão dentro dos limites desejados. Assim sendo, ficou comprovado que a liga utilizada é efectivamente a A356.

5.3. Ciclo térmico de aquecimento e manutenção no estado semi-sólido

Neste trabalho pretendia-se que as amostras passassem ao **estado semi-sólido** e que permanecessem no sistema bifásico sólido+líquido o tempo suficiente para que ocorressem as transformações desejadas.

Para esse efeito utilizou-se o forno de têmpera em atmosfera controlada produzido na empresa Termolab (ver *figura 5.1.*) pertencente ao departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro.

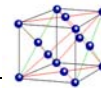


Figura 5.1.: forno Termolab

Legenda:

A – controlador do forno, B – visor potência do forno, C – interruptor ligar/desligar controlador, D – interruptor ligar/desligar forno, E – visor temperatura do forno, F – válvula saída de ar (vácuo), G – porta de saída das amostras, H – entrada das amostras, I – controlador do vácuo, J – entrada de gás inerte (árgon)

As figuras 5.2.a) e 5.2.b) mostram pormenorizadamente as zonas do forno onde se colocam e por onde são extraídas as amostras.

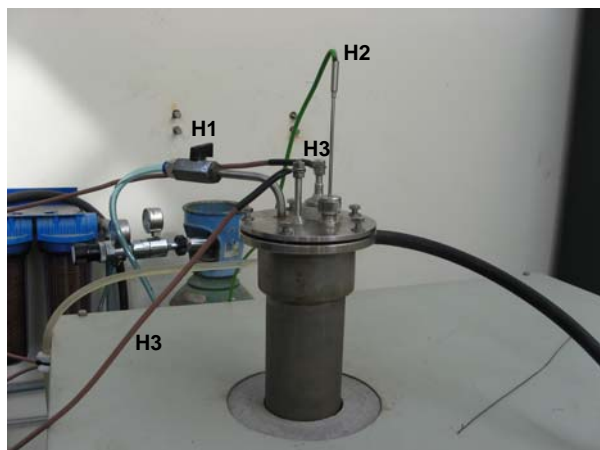
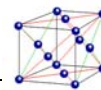


Figura 5.2.a): porta amostras dentro do forno

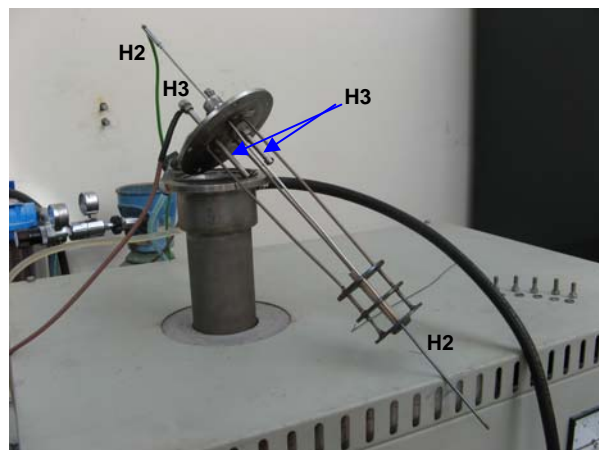


Figura 5.2.b): porta amostras fora do forno

Legenda:

H1 – válvula de entrada de argon no forno, H2 – termopar junto da amostra (temperatura da amostra), H3 – eléctrodos (dispositivo para o curto-circuito)

As amostras são colocadas dentro de um cesto (**K** na figura 5.3.) e colocadas junto ao termopar (**H2**) que lê a temperatura da amostra. Entre os dois eléctrodos é colocado um fio de cobre (**J** na figura 5.3.) onde é suspenso o cesto, (ver legendas das figuras 5.1. a 5.3.).

O ciclo térmico é controlado pela temperatura lida pelo termopar H2 e, no final, é programado um curto-circuito nos eléctrodos H3.

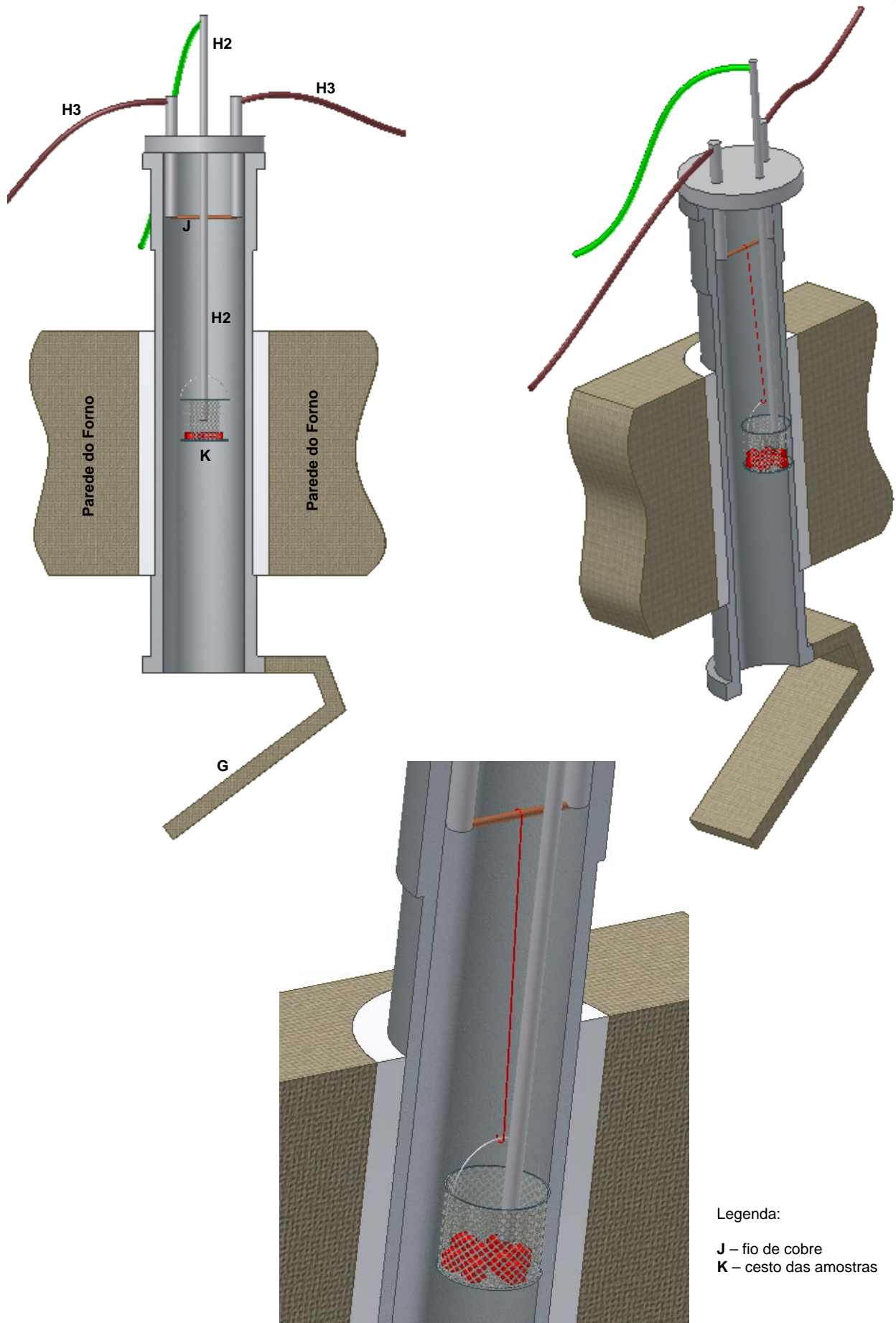
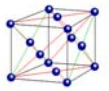
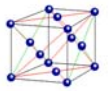


Figura 5.3.: esquema representativo da colocação das amostras dentro do forno



No momento do curto-circuito o fio de cobre rompe e nesse instante a porta do forno abre-se caindo as amostras, em água (têmpera).

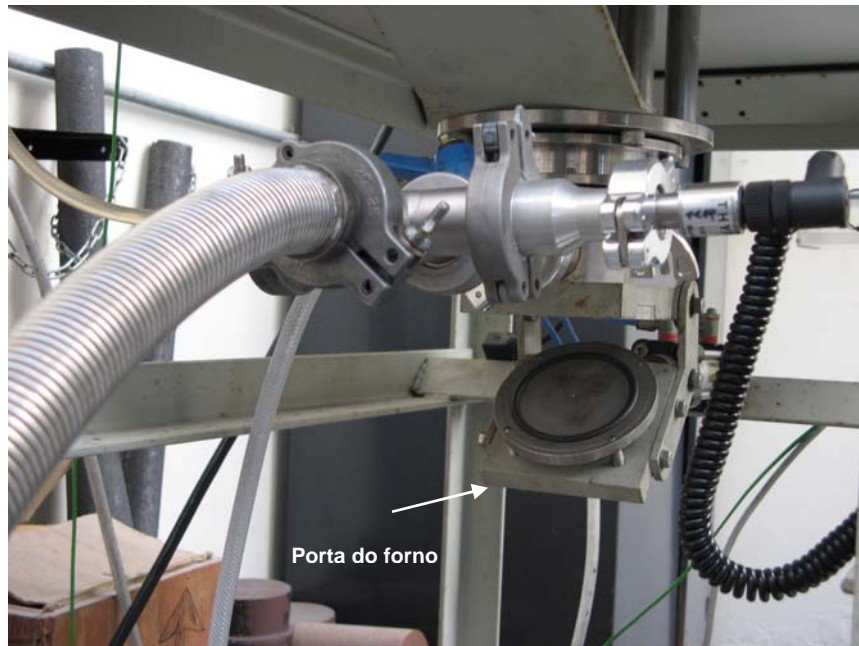


Figura 5.4.: porta do forno aberta onde as amostras são expelidas do forno.

A entrada de gás inerte (árgon) para execução das etapas de aquecimento e manutenção a alta temperatura é precedida de um vazio primário proporcionado por uma bomba rotativa.

5.3.1. Controlador do forno

O controlador programável do forno é da marca Shimaden da série FP21 (*figura 5.5.*). Esta série possui um programa com capacidade de 9 programas (patterns) cada um com capacidade para 9 passos (steps).

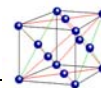


Figura 5.5.: Controlador do forno

Realizaram-se 2 ensaios diferentes para testar o comportamento da amostra no forno. O primeiro ensaio consistiu em 3 passos enquanto que o segundo envolveu 4 passos. No primeiro ensaio, o termopar de controlo foi o do forno, enquanto que no segundo o de controlo foi o colocado perto da amostra. Como se poderá ver no *capítulo 6* (6.1.), o primeiro ensaio não deu resultados satisfatórios ao contrário do segundo. O procedimento e o resultado do primeiro ensaio encontram-se no *anexo D*.

5.3.1.1. Ensaio 1: Controlo pelo termopar do forno

Com esta programação pretendia-se que a amostra tivesse o seguinte comportamento

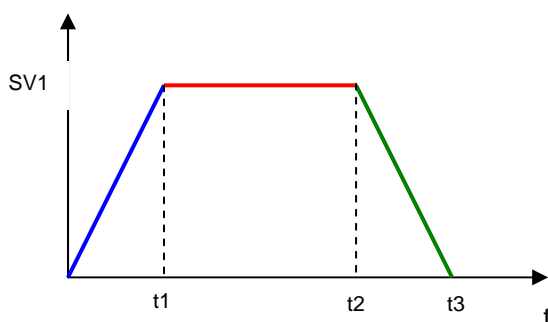
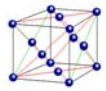


Figura 5.6.: Gráfico da programação do controlador – 1º ensaio.



Este ensaio foi efectuado usando três temperaturas diferentes para a rampa de aquecimento (passo 1):

- 1ª Rampa: SV1 = 635 °C e $t_1 = 1$ h;
- ou 1ª Rampa: SV1 = 650 °C e $t_1 = 1$ h;
- ou 1ª Rampa: SV1 = 700 °C e $t_1 = 1$ h;
- Patamar manteve-se igual nos 3 casos: SV1 = 635°C e $t_2 \sim 10$ min.
- Curva de arrefecimento até t_3 (ver figura 5.6.) igual nos 3 casos.

5.3.1.2. Ensaio 2: Controlo pela amostra

A grande diferença do anterior é que o termopar de controlo foi o da amostra.

Para garantir que a amostra atinja o estado semi-sólido utilizou-se uma programação com 4 passos/etapas, que corresponde ao gráfico seguinte (figura 5.7.)

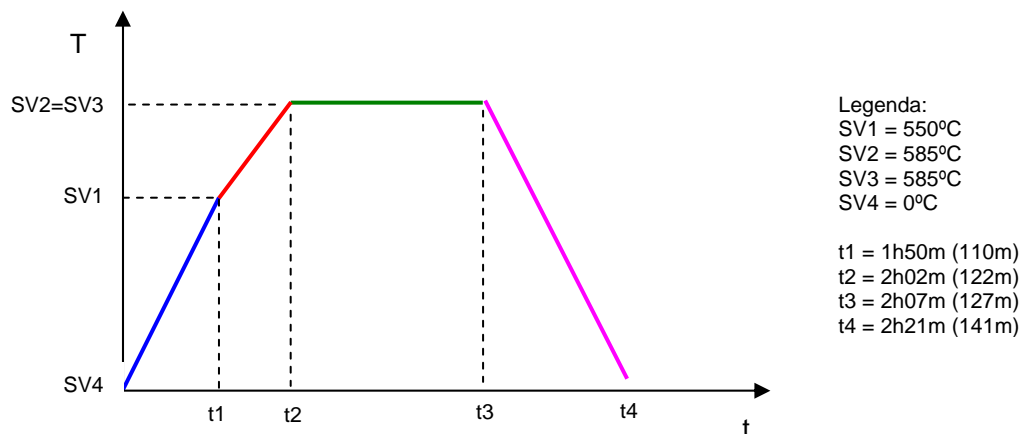


Figura 5.7. – Gráfico da programação do controlador – 2º ensaio.

Utilizaram-se duas rampas de aquecimento para melhor controlo da temperatura do forno e da amostra e um tempo de permanência de 5 minutos à temperatura de 585°C. Registou-se também a temperatura programada.

O procedimento com os passos a seguir para programar o programa escolhido encontra-se no *anexo D*.



5.4. Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos escolhidos para a liga A356 foram os seguintes:

- **T4**: solubilização a 520°C durante 2 horas, arrefecimento em água e envelhecimento natural;
- **T5**: envelhecimento artificial a 195°C durante 4 horas e arrefecimento ao ar;
- **T6**: solubilização a 520°C durante 2 horas, arrefecimento em água e envelhecimento artificial a 195°C durante 4 horas.

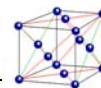
Estes tratamentos foram efectuados em amostras tal como recebidas vazadas na forma de lingote (adiante designadas por **S**) e amostras arrefecidas desde o estado semi-sólido (adiante designadas por **SSM**).

Para este procedimento experimental foram usadas 10 amostras no total, onde 5 foram do tipo “tal-qual” (**S1** a **S5**) e as outras 5 arrefecidas desde o intervalo semi-sólido (**SSM1** a **SSM5**). Para melhor interpretação do procedimento aconselha-se visualização da *figura 5.9.*

Após 5 amostras terem sido submetidas ao estado semi-sólido, como se encontra descrito no *parágrafo 5.3.1.2.*, e após arrefecimento em água, uma delas (**SSM1**) foi recolhida para o estudo do estado semi-sólido. Três delas foram recolocadas no forno durante 2 horas à temperatura de 520°C para se proceder ao tratamento de solubilização. Duas delas foram arrefecidas em água onde uma envelheceu naturalmente durante 24 h (T4) (**SSM3**) e a outra envelhecida artificialmente (T5) num forno à temperatura de 195°C durante 4 horas (**SSM4**). A terceira amostra, após solubilização, foi arrefecida lentamente ao ar (**SSM2**). Uma última amostra passou por todas as etapas (T6) (**SSM5**).

Das restantes 5 amostras, uma delas foi recolhida para estudo no estado tal como recebida (**S1**). O procedimento é o descrito anteriormente, isto é, amostra apenas solubilizada (**S2**), amostra com T4 (**S3**), com T5 (**S4**) e com T6 (**S5**).

O tratamento de solubilização foi efectuado no forno representado na *figura 5.1.* enquanto que o envelhecimento foi efectuado num forno de envelhecimento (Tecnologia Ibérica) da empresa Extruverde, Extrusão de Alumínio.



O esquema seguinte evidência o modo como foram efectuados os tratamentos:

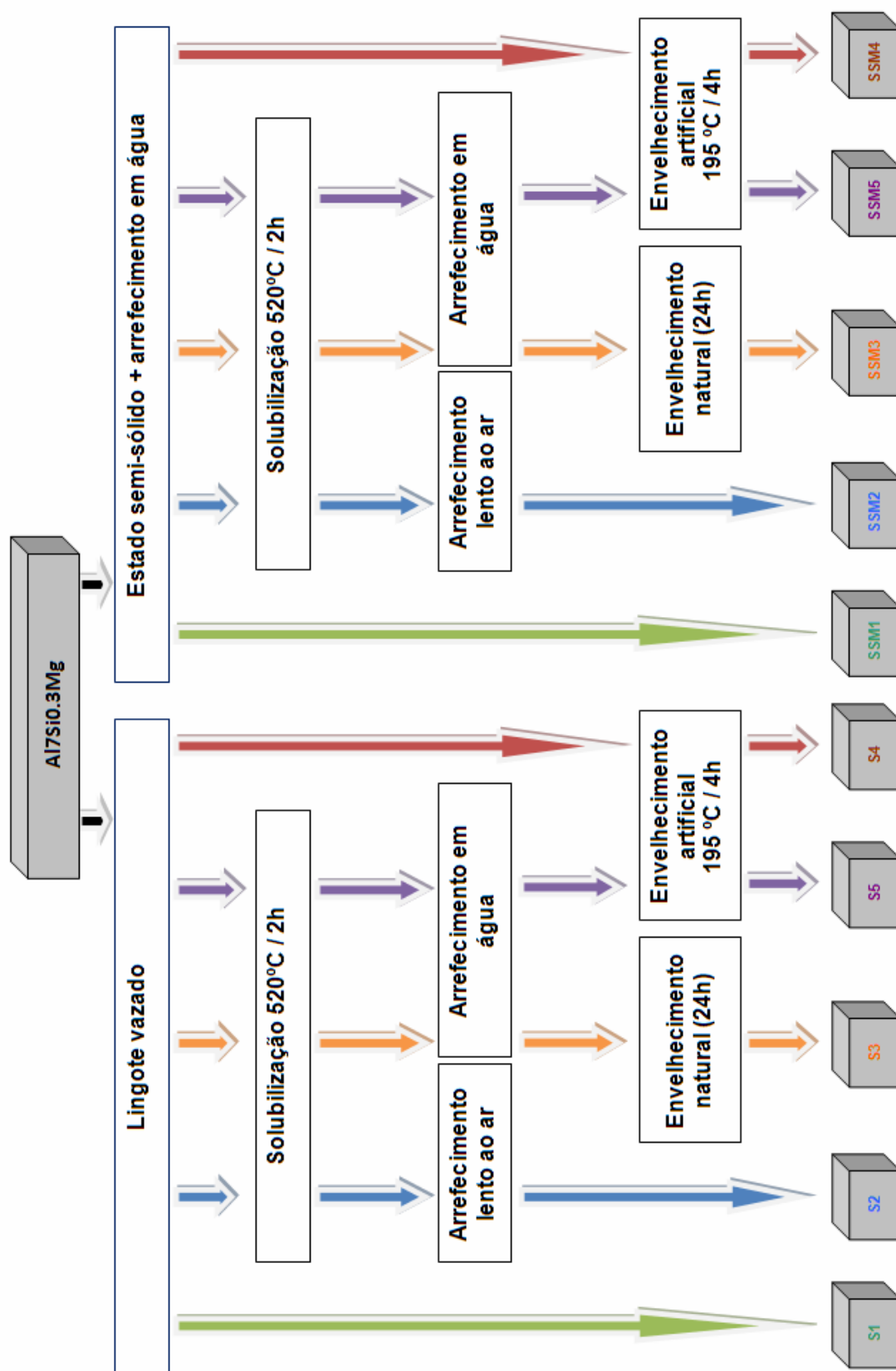
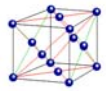


Figura 5.8.: Esquema representativo dos tratamentos térmicos utilizados



Simplificando:

- “Tal-qual” recebida (S1);
- Arrefecida desde o estado semi-sólido (SSM1);
- “Tal-qual” recebida e solubilizada (S2);
- Arrefecida desde o estado semi-sólido e solubilizada (SSM2);
- “Tal-qual” recebida e tratada termicamente com T4 (S3);
- Arrefecida desde o estado semi-sólido e tratada termicamente com T4 (SSM3);
- “Tal-qual” recebida e tratada termicamente com T5 (S4);
- Arrefecida desde o estado semi-sólido e tratada termicamente com T5 (SSM4);
- “Tal-qual” recebida e tratada termicamente com T6 (S5);
- Arrefecida desde o estado semi-sólido e tratada termicamente com T6 (SSM5);

5.5. Preparação das amostras para observação metalográfica

Como já foi referido anteriormente, o alumínio e suas ligas têm uma larga aplicação industrial devido às suas propriedades. O controlo das mesmas é realizado pela observação da microestrutura e respectiva composição química. Desta análise advém a interpretação das propriedades de um determinado metal ou liga.

Neste capítulo analisaram-se as amostras através da chamada metalografia óptica (análise microestrutural), técnica que consiste no estudo de amostras de matérias em secções planas e polidas, atacadas quimicamente por um reagente adequado e observadas ao microscópio óptico (Nikon Eclipse LV150/LV150A) com o objectivo de revelar a microestrutura.

Após o corte, as amostras foram montadas numa prensa metalográfica da marca Struers Labo Press-3, utilizando uma resina termoestável Clarofast.

5.5.1. Desbaste e polimento

As amostras foram submetidas a um desbaste com lixas abrasivas seguindo sucessivamente nas lixas granulometrias (220, 600 e 2000 mesh), numa polideira mecânica (MP22 02-30-0201-C Hitech). Durante este procedimento manteve-se cada



uma das amostras na mesma posição sempre com um fio de água a correr. Após cada mudança de lixa teve-se o cuidado de rodar as amostras 90°, para se eliminar os riscos provocados pela lixa anterior. Entre cada mudança de lixa lavou-se devidamente as amostras.

De seguida, realizou-se um polimento em duas polideiras diferentes, com panos de 3 e 1 μm em líquido de diamante de 3 e 1 μm , respectivamente. Durante o polimento teve-se o cuidado de lubrificar os panos com óleo lubrificante solúvel em água. Em cada mudança de panos lavou-se devidamente as amostras impedindo assim a contaminação dos líquidos de diamante.

5.5.2. Ataque químico

Após as amostras estarem polidas, estas foram lavadas devidamente, secas e atacadas com o reagente Keller (Keller's reagent). A preparação da solução foi a seguinte [20]

- 190 ml de água;
- 2 ml de HF (40%);
- 3 ml de HCl (37%);
- 5 ml de HNO_3 (65%).

Para revelar a microestrutura, as amostras foram atacadas durante 20 segundos e lavadas seguidamente com água.

5.6. Ensaio de microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers utilizou um penetrador constituído por um diamante com a forma de uma pirâmide quadrangular com um ângulo de abertura de 136°, como se mostra nas *figuras 5.9. e 5.10.*

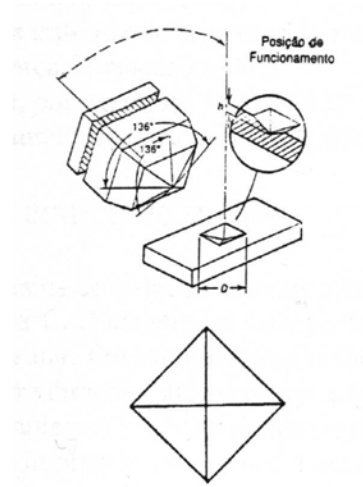
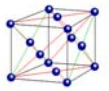


Figura 5.9.: Geometria do penetrador e impressão provocada pelo ensaio Vickers.

Neste ensaio, o penetrador de diamante vai ser comprimido contra a superfície do material a ensaiar, através de uma força (F) e durante um período de tempo (t).

O número de dureza Vickers obtém-se através do quociente entre a carga de ensaio e a área da impressão projectada pelo penetrador, uma vez retirada a carga.

$$HV = \frac{F}{A} = \frac{F}{\frac{d^2}{2 \sin \frac{\alpha}{2}}} = 1.854 \frac{F}{d^2} \quad \text{Eq. 2}$$

onde F significa a força de impressão, em kgf, α o ângulo de abertura de 136° e d o comprimento da diagonal em mm.

Neste trabalho, os ensaios de microdureza Vickers foram realizados sobre 5 amostras no estado sólido e sobre 5 amostras no estado semi-sólido, com uma carga de 200gf (a razão desta escolha está explicada no *anexo E*).

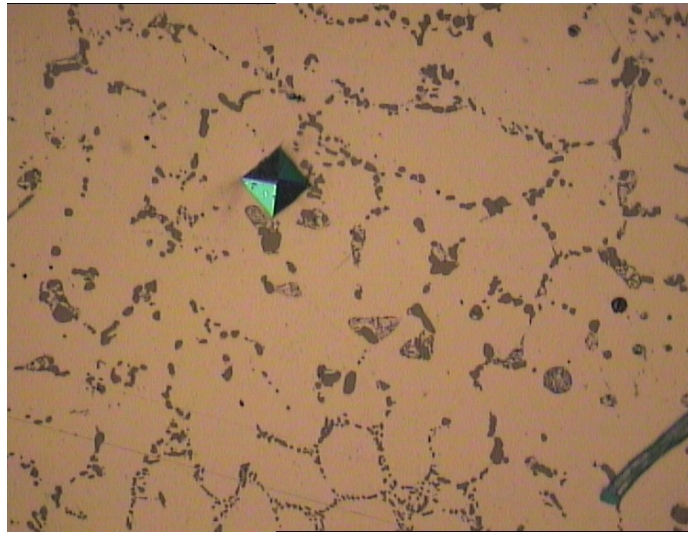
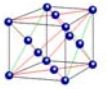


Figura 5.10.: Marca geométrica da penetração de 200gf

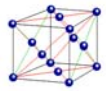
A realização dos ensaios foi levada a cabo por intermédio de um microdurómetro Shimadzu M.

5.7. Ensaio de tracção

O ensaio de tracção é largamente usado na indústria, não só para a obtenção de dados básicos sobre os materiais para utilização no projecto (resistência mecânica de metais), mas também como teste de aceitação e controlo de qualidade na especificação dos materiais.

No ensaio de tracção submete-se um provete do material a uma força continuamente crescente até se observar a ruptura. A força aplicada é uniaxial e realiza-se uma observação e registo simultâneo do alongamento sofrido pelo provete.

Nas máquinas de tracção a carga é aplicada mediante o deslocamento de uma travessão onde o provete e a amarra se encontram fixos. Geralmente a outra extremidade do provete está ligada pela outra amarra a um travessão fixo. O que se pretende com este ensaio é traccionar o provete até à fractura num intervalo de tempo relativamente curto e com o travessão móvel a uma velocidade constante.



A máquina de tracção é projectada para alongar o provete numa taxa constante e para medir continuamente e simultaneamente a carga aplicada instantânea (com uma célula de carga) e os resultantes alongamentos.

A curva tensão nominal-extensão nominal é obtida continuamente durante o ensaio ou a partir de medições simultâneas de carga e deslocamento do comprimento de deformação do provete.

As propriedades mecânicas dos metais (parâmetros que descrevem a curva tensão-extensão) e ligas relevantes em engenharia e projecto de estruturas e que podem ser obtidas a partir do ensaio de tracção são:

- Tensão de ruptura à tracção (R_m);
- Tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% ($R_{p0.2}$);
- Alongamento à ruptura (A).

A tensão de ruptura à tracção e a tensão limite convencional de proporcionalidade são parâmetros de resistência enquanto que o alongamento até à ruptura é um parâmetro de ductilidade.

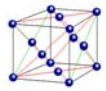
A *tensão de ruptura à tracção* (R_m) é a carga máxima obtida no ensaio (F_{\max}) em N a dividir pela área inicial da secção transversal do provete (A_0) em mm²:

$$R_m = \frac{F_{\max}}{A_0} \quad \text{Eq. 3}$$

Graficamente (*figura 6.18.*) corresponderá ao valor máximo da curva tensão deformação nominais.

A *tensão limite convencional de proporcionalidade* (R_p) é a tensão necessária para produzir uma extensão plástica permanente de 0,2%. Esta curva obtém-se a partir da intersecção da curva tensão-extensão com uma linha recta paralela à região elástica da curva e desviada de um valor de 0,2%. O ponto onde esta recta intersecta a curva tensão-extensão fornece o valor da força correspondente à tensão limite convencional de proporcionalidade procurada.

As medidas de ductilidade têm interesse em vários aspectos porque podem indicar o grau de deformabilidade de um material até à fractura. A ductilidade pode ser caracterizada por *alongamento à ruptura* (A) em percentagem:



$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \times 100 \quad \text{Eq. 4}$$

em que L_u representa o comprimento final de entre referências após ruptura do provete e L_0 o comprimento inicial entre referências do provete (*figura 5.11.*).

Na primeira parte do ensaio de tracção, o material metálico deforma-se elasticamente, isto é, se for descarregado, o provete volta ao seu comprimento inicial. No caso dos materiais metálicos, a deformação elástica máxima é geralmente inferior a 0,5%. Na região elástica do diagrama de tensão nominal-extensão nominal dos metais e ligas verifica-se, em geral, uma relação linear entre a tensão e a extensão, a qual é descrita pela lei de Hooke

$$\sigma = E\varepsilon \quad \text{Eq. 5}$$

em que E é o módulo de elasticidade ou módulo de Young. [21]

A dimensão do provete foi obtida com base na norma NP EN 10 002-1, para ensaio de tracção à temperatura ambiente. Segundo este documento, a ligação entre a zona útil do provete e as suas cabeças de amarração deve ser efectuada através de troços de concordância. As cabeças de amarração podem possuir qualquer forma que seja adaptável aos dispositivos de fixação da máquina de ensaio. No caso de amostras de secção rectangular, o raio dos troços de concordância deverá ser igual ou superior a 12 mm. Para esta secção a norma sugere que a relação 8:1 entre a largura e a espessura do provete não seja ultrapassada. [21]

De seguida apresenta-se a nomenclatura utilizada na norma

a – espessura de um provete plano (mm)

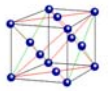
b – largura da zona útil de um provete plano (mm)

L_0 – comprimento inicial entre referências (mm)

L_c – comprimento da zona útil (mm)

L_t – comprimento total (mm)

S_0 – área da secção inicial da zona útil (mm²)



o que esquematicamente significa

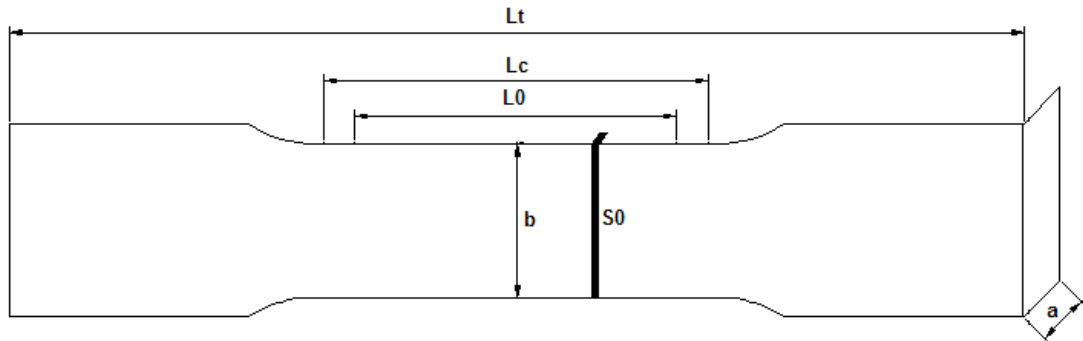


Figura 5.11.: apresentação gráfica da nomenclatura

O comprimento da zona útil deverá ser superior ou igual a:

$$L_c = L_0 + 1.5\sqrt{S_0} \quad \text{Eq. 6}$$

onde S_0 representa a área da secção recta e L_0 o comprimento inicial entre referências para medição das deformações, conforme a expressão seguinte

$$L_0 = 5.65\sqrt{S_0} \quad \text{Eq. 7}$$

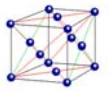
O comprimento total do provete é determinado em função da fixação das maxilas.

Substituindo a equação z na equação x consegue-se determinar S_0 através da equação y

$$S_0 = \left(\frac{L_c}{7.15} \right)^2 \quad \text{Eq. 8}$$

S_0 também pode ser representado por

$$S_0 = a \times b \quad \text{Eq. 9}$$



onde a representa a espessura do provete plano e b a largura da zona útil de um provete plano.

Pela relação 8:1 entre a largura e a espessura do provete acima mencionada têm-se que

$$b = 8 \times a \quad \text{Eq. 10}$$

Assim sendo, para um comprimento de zona útil (L_c) de 40 mm obtêm-se

$$S_0 = 31,3 \text{ mm}^2 \quad a = 2 \text{ mm}$$

$$L_0 = 31,6 \text{ mm} \quad b = 16 \text{ mm}$$

As dimensões do provete estão apresentadas na *figura 5.12*.

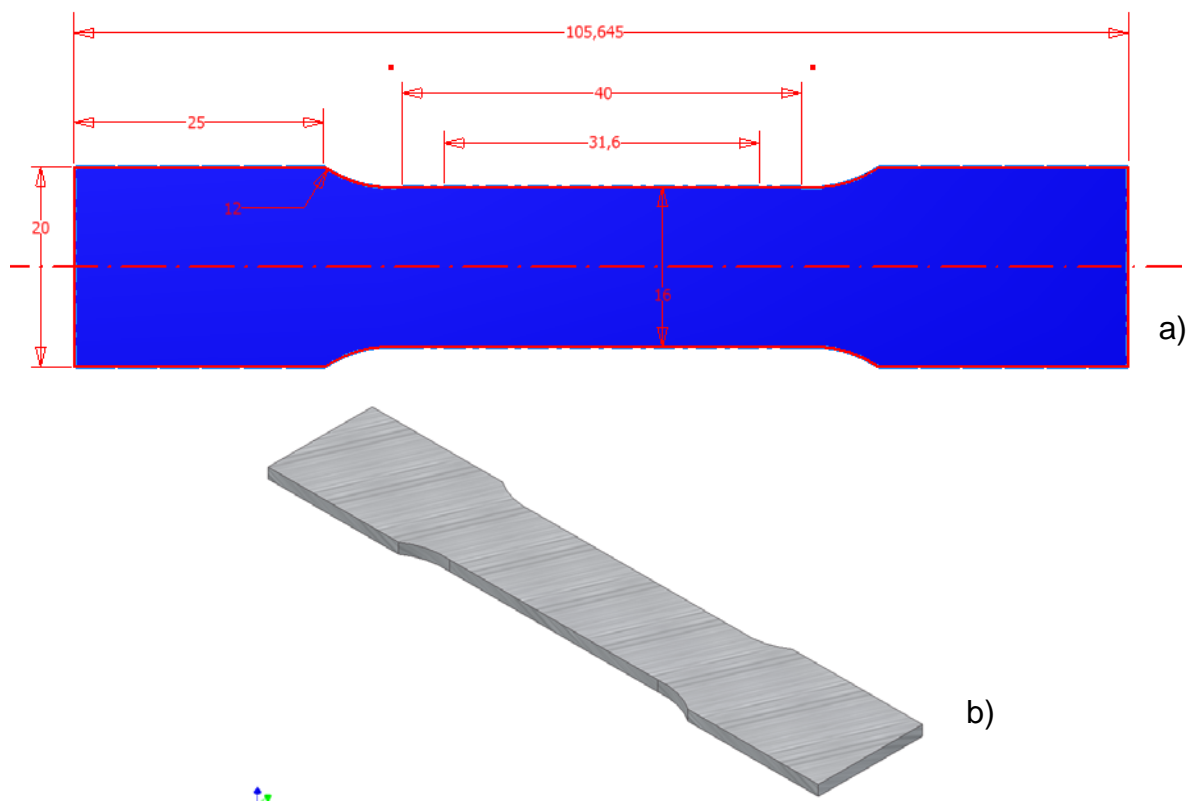
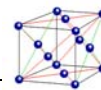


Figura 5.12.: a) Dimensões do provete utilizado e b) provete a 3D.

A realização dos ensaios foi levada a cabo por intermédio de uma máquina de tracção (Zwick/Roell Z020). A velocidade de ensaio utilizada foi 5mm/min.



6. Resultados e Discussão

6.1. Ciclo térmico de aquecimento e manutenção no estado semi-sólido

6.1.1. Ensaio 1: controlo pelo termopar do forno

Os resultados experimentais dos 3 casos apresentados na secção 5.3.1.1. encontram-se no *anexo D* nas *tabelas D.1., D.2. e D.3.* O termopar de controlo é o do forno. Graficamente os resultados experimentais encontram-se na *figura 6.1.*

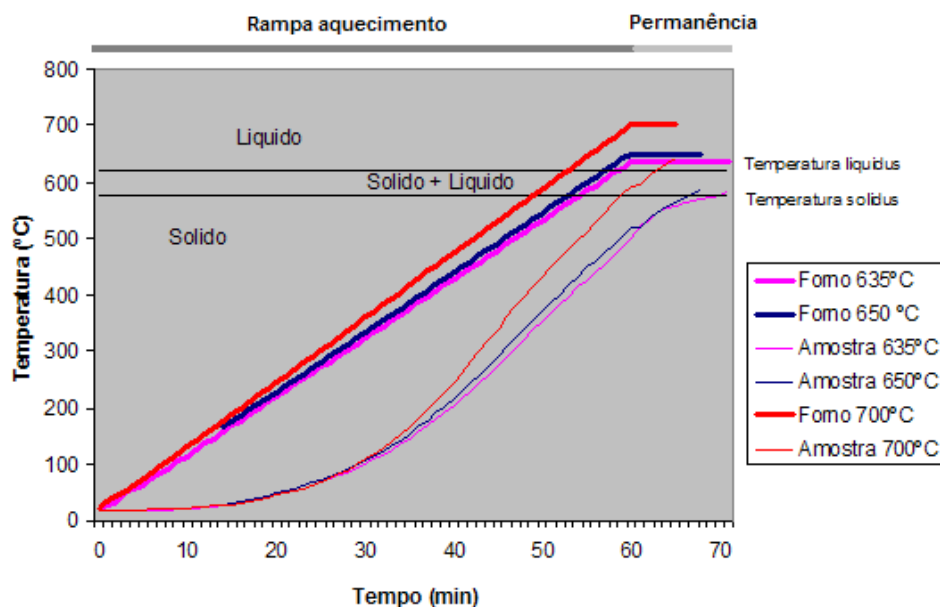


Figura 6.1.: Gráfico dos resultados dos 3 ensaios efectuados

6.1.2. Ensaio 2: Controlo pela amostra

O resultado obtido neste ensaio em que o termopar de controlo foi o da amostra encontra-se na *tabela D.4.* do *anexo D.* Graficamente os resultados estão representados na *figura 6.2.*

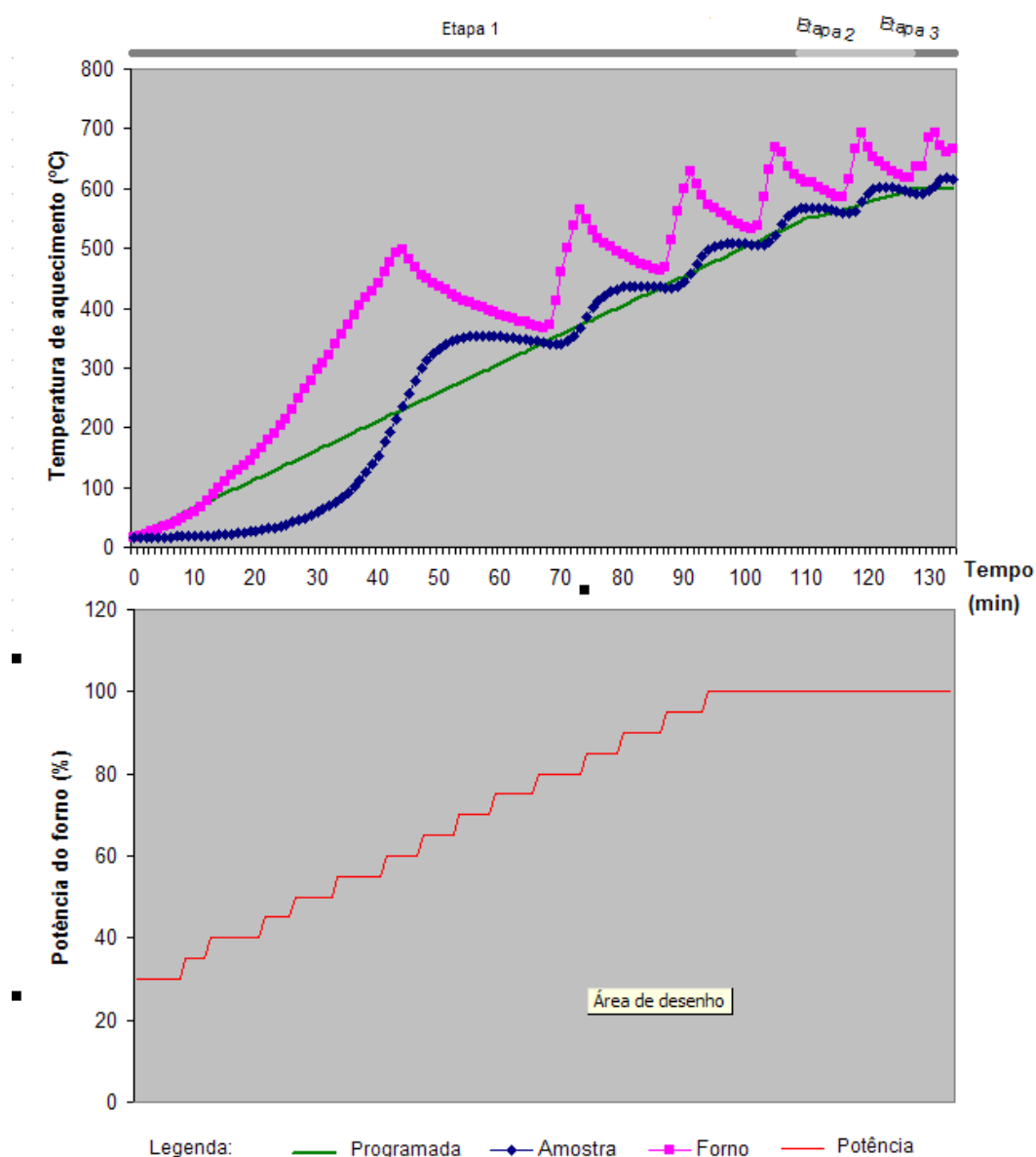
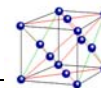
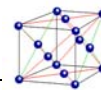


Figura 6.2.: Esquema representativo da evolução das diversas temperaturas (programada, amostra, forno) e da potência em função do tempo programado em cada etapa

6.1.3. Análise dos resultados

Analisando a *figura 6.1.* leva-se a concluir que para uma temperatura de 635°C durante 60 minutos a amostra não atinge a temperatura *solidus* no final da rampa de aquecimento, começando a entrar no domínio semi-sólido 10 minutos após estar no patamar de permanência.



Numa segunda tentativa elevou-se a temperatura para 650°C para o mesmo tempo. A amostra termina a rampa de aquecimento com 18 °C acima do primeiro ensaio mas ainda no domínio sólido, atingindo o domínio semi-sólido 7 minutos após estar no patamar de permanência. É de lembrar que, durante o patamar de permanência, a velocidade de aquecimento da amostra diminui visto o forno já não estar em aquecimento mas sim a manter a temperatura imposta (635°C e 650°C, respectivamente). Assim sendo, quando a amostra entra no limite mínimo do estado semi-sólido a amostra tem uma velocidade de aquecimento de 3-4°C/min, com tendência a diminuir, não garantindo o tempo suficiente no estado semi-sólido.

O terceiro ensaio também não obteve sucesso, mas agora pelo motivo inverso, ou seja, aumentando a temperatura para 700°C entra-se no estado semi-sólido ainda antes de finalizar a primeira rampa. Durante o patamar de permanência, com o forno a manter a temperatura de 700°C, a amostra neste período tem uma velocidade de aproximadamente 10°C/min, atingindo os 620°C dois minutos depois, entrando assim no domínio líquido.

Também é de salientar que a diferença máxima entre a temperatura do forno e da amostra ronda os 225°C e 250°C, sendo uma diferença elevada.

Para o ensaio 2, no início da experiência usou-se a potência do forno apenas a 30% e foi-se aumentando gradualmente até atingir a potência máxima do forno. Se assim não fosse, e se utilizaria a potência máxima desde o início, a temperatura do forno começaria a disparar sempre que a temperatura programada ultrapassa-se a temperatura da amostra, pois aumentaria a potência do forno (ver *figura 6.2.*). A diferença máxima de temperatura entre o forno e a amostra ocorreram nestes casos, sendo o máximo de 181°C, o que é menor do que o das 3 experiências anteriores.

O gráfico mostra que a temperatura da amostra teve uma velocidade de 5°C/min até atingir o intervalo de solidificação.

O patamar que se seguiu foi manter isotermicamente a amostra no intervalo sólido + líquido. Assim sendo, o tempo de refusão parcial é a soma do tempo de subida da temperatura até ao estado semi-sólido e do tempo mantido no estado semi-sólido, que foi de 116 minutos.

Pelo diagrama de fases que se encontra na *figura 2.1.* do *capítulo 2* o intervalo de solidificação da liga A356 está compreendida entre 577°C (temperatura *solidus*) e 620°C (temperatura *liquidus*). Tem-se então um intervalo de solidificação útil de 43°C



aproximadamente. A conformação desta liga faz-se então para temperaturas compreendidas entre 577°C e 620°C aproximadamente.

Ao confrontar-se estes dados com a curva de temperatura da amostra no forno conclui-se que a amostra manteve-se no estado semi-sólido grande parte da 2ª e 3ª etapa (15 minutos) numa média de 600°C, conforme se pode observar na *figura 6.3.*

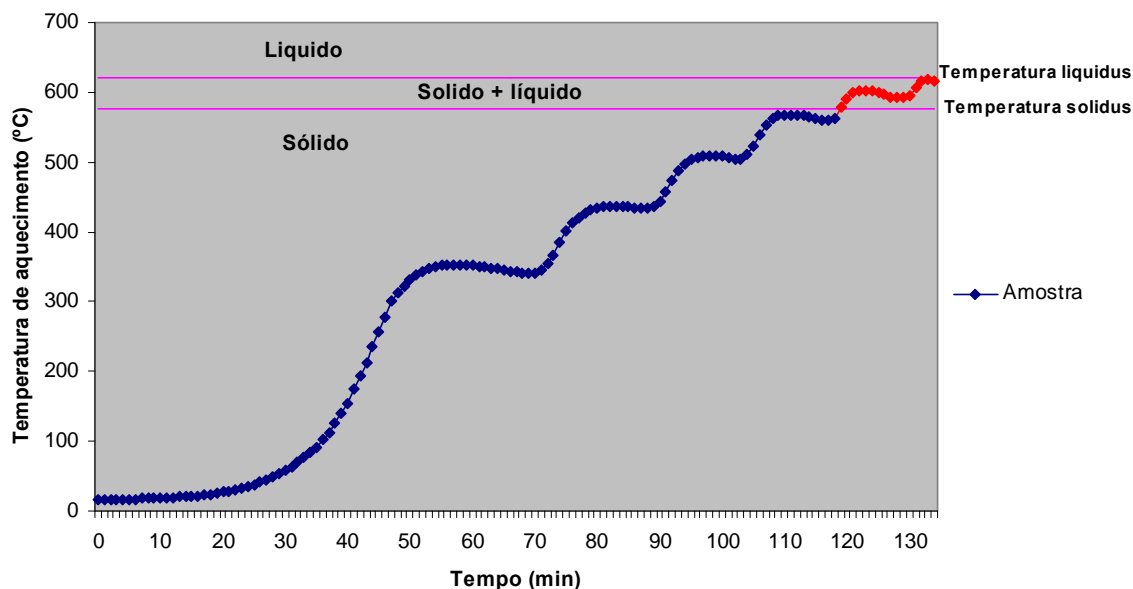


Figura 6.3.: Gráfico da curva da amostra em função do tempo demonstrando a permanência da mesma no estado semi-sólido

Após estas experiências conclui-se que o método adequado para garantir a passagem das amostras para o estado semi-sólido (sistema bifásico sólido+líquido) é o segundo método utilizado (programa1 / 4 passos controlo pelo termopar da amostra).

6.2. Tratamentos térmicos

6.2.1. Solubilização

As amostras foram colocadas em solução (solubilização), e para isso utilizou-se o mesmo forno utilizado para submeter as amostras ao estado semi-sólido, o mesmo programa 1 com 4 passos/etapas (ver 5.3.1.2.), tendo-se apenas alterado os tempos e temperaturas programadas, como se pode observar na *tabela D.4.* do *anexo D.*



O comportamento da temperatura da amostra, forno e temperatura programada encontra-se na tabela D.8. do anexo D. Graficamente os resultados encontram-se na figura 6.4..

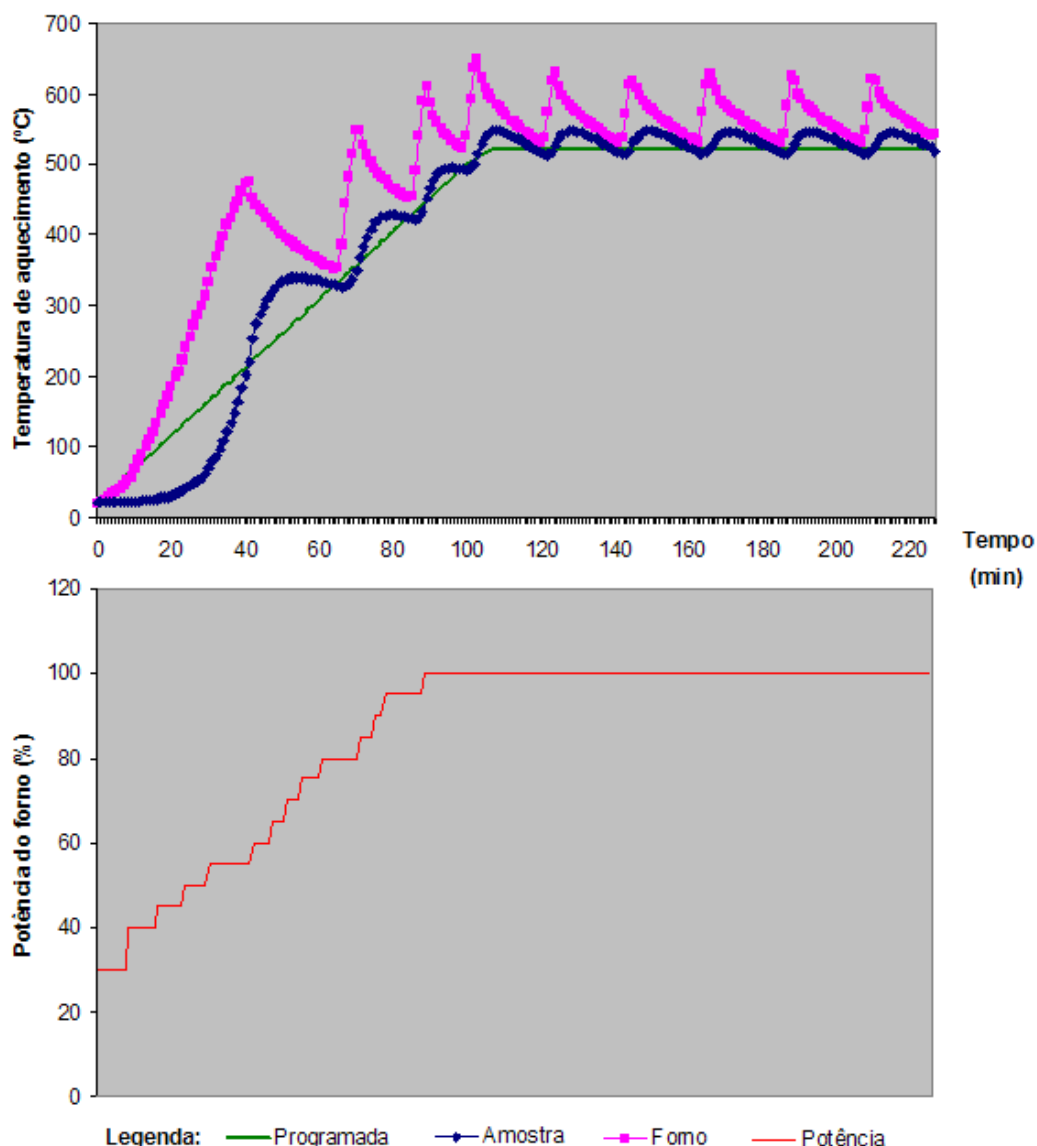


Figura 6.4.: Esquema representativo da evolução das diversas temperaturas (programada, amostra, forno) e da potência em função do tempo programado em cada etapa, durante a solubilização

O gráfico da figura 6.5. mostra que a amostra permaneceu durante as duas horas entre as temperaturas de 513 e 547°C que faz uma média de 533°C. O resultado é satisfatório visto o objectivo é a permanência a 520°C (temperatura abaixo da linha *solidus*).

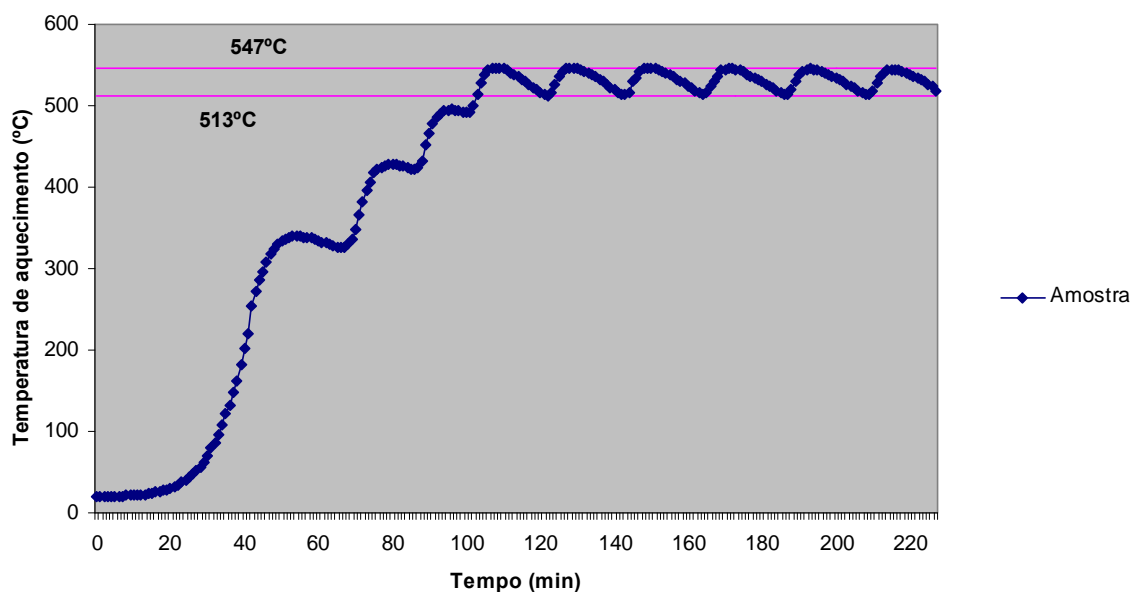
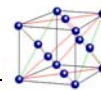


Figura 6.5.: Gráfico da curva da amostra em função do tempo demonstrando a permanência da mesma em solubilização

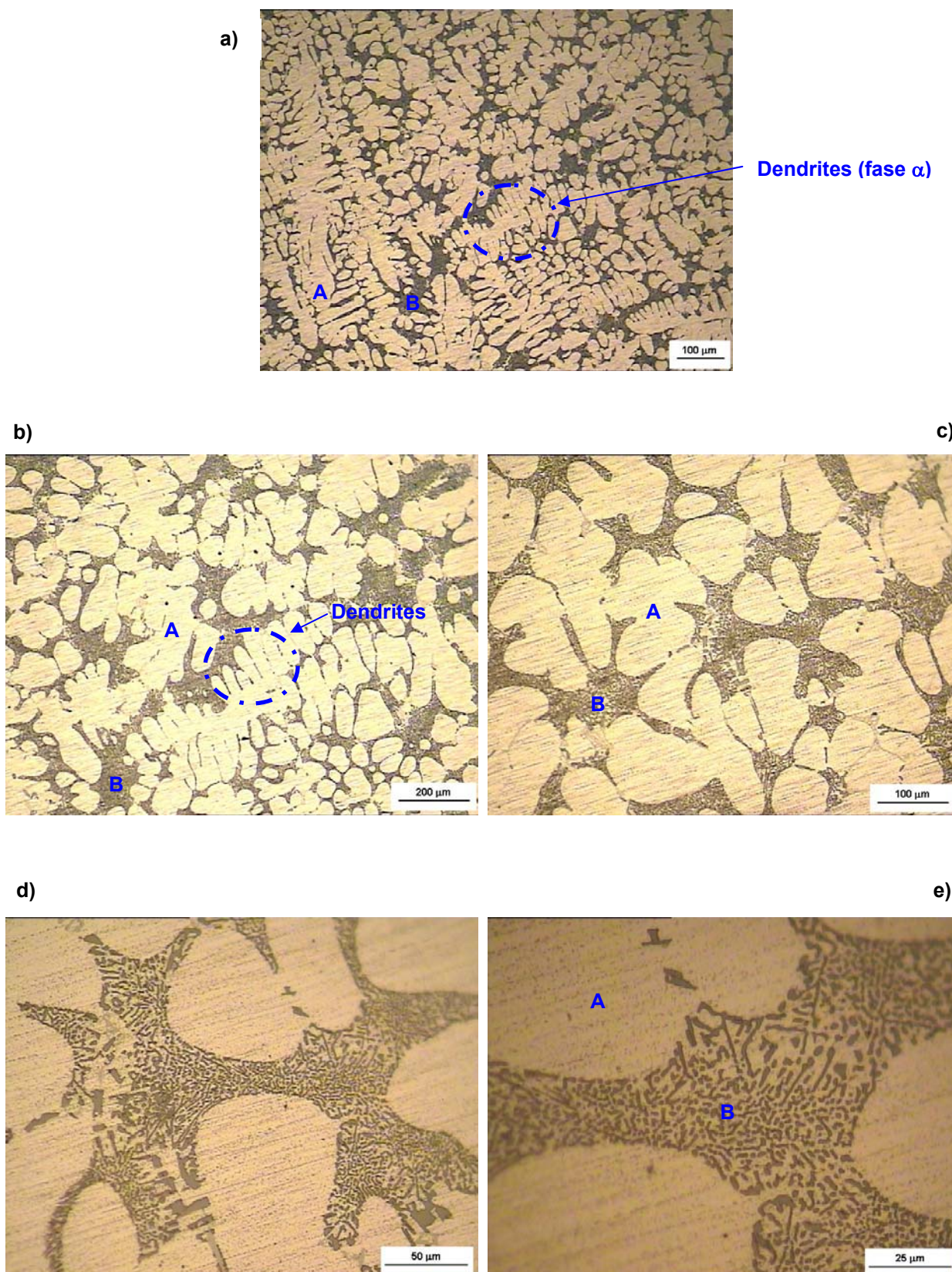
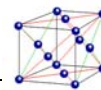
6.2.2. Envelhecimento artificial

As amostras dos tratamentos T5 e T6 foram submetidas ao tratamento de envelhecimento artificial à temperatura de 195°C durante 4 horas e arrefecidas lentamente no forno (Tecnologia Ibérica) da empresa Extruverde.

6.3. Microestruturas

A análise microestrutural foi realizada sobre 5 amostras do tipo S e 5 amostras do tipo SSM. A nomenclatura das amostras foi dada no parágrafo 5.4.1..

Nas figuras 6.6. a 6.15. apresentam-se as microestruturas obtidas nas amostras antes e após tratamento térmico.



Legenda:

A – grãos de solução sólida de alumínio com morfologia dendrítica (fase primária α), B – constituinte eutético com o silício na forma de plaquetas

Figura 6.6.: Microestrutura da liga A356 (S1) a) 50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X

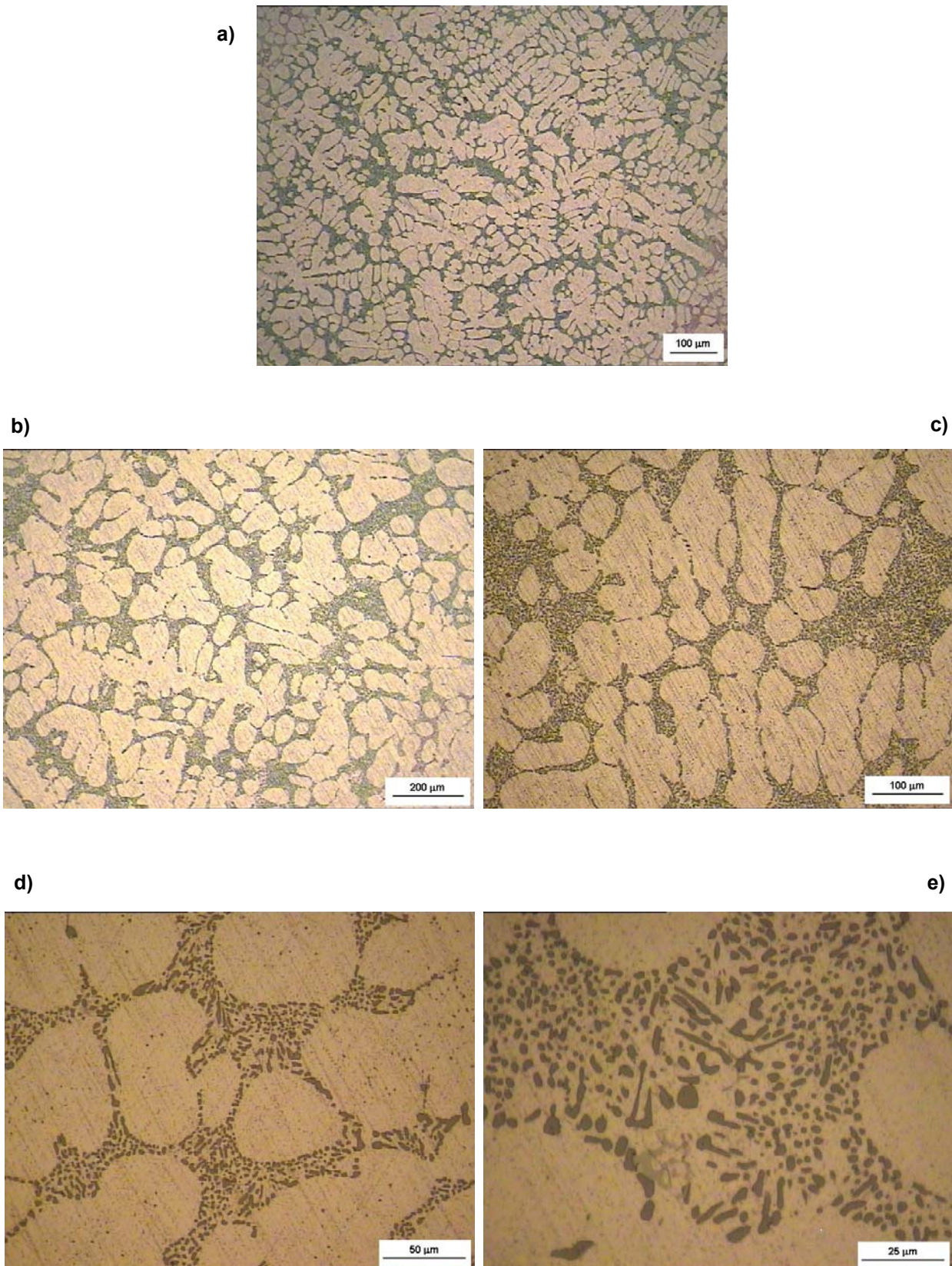
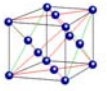


Figura 6.7.: Microestrutura da liga A356 (S2) solubilizada a) 50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X

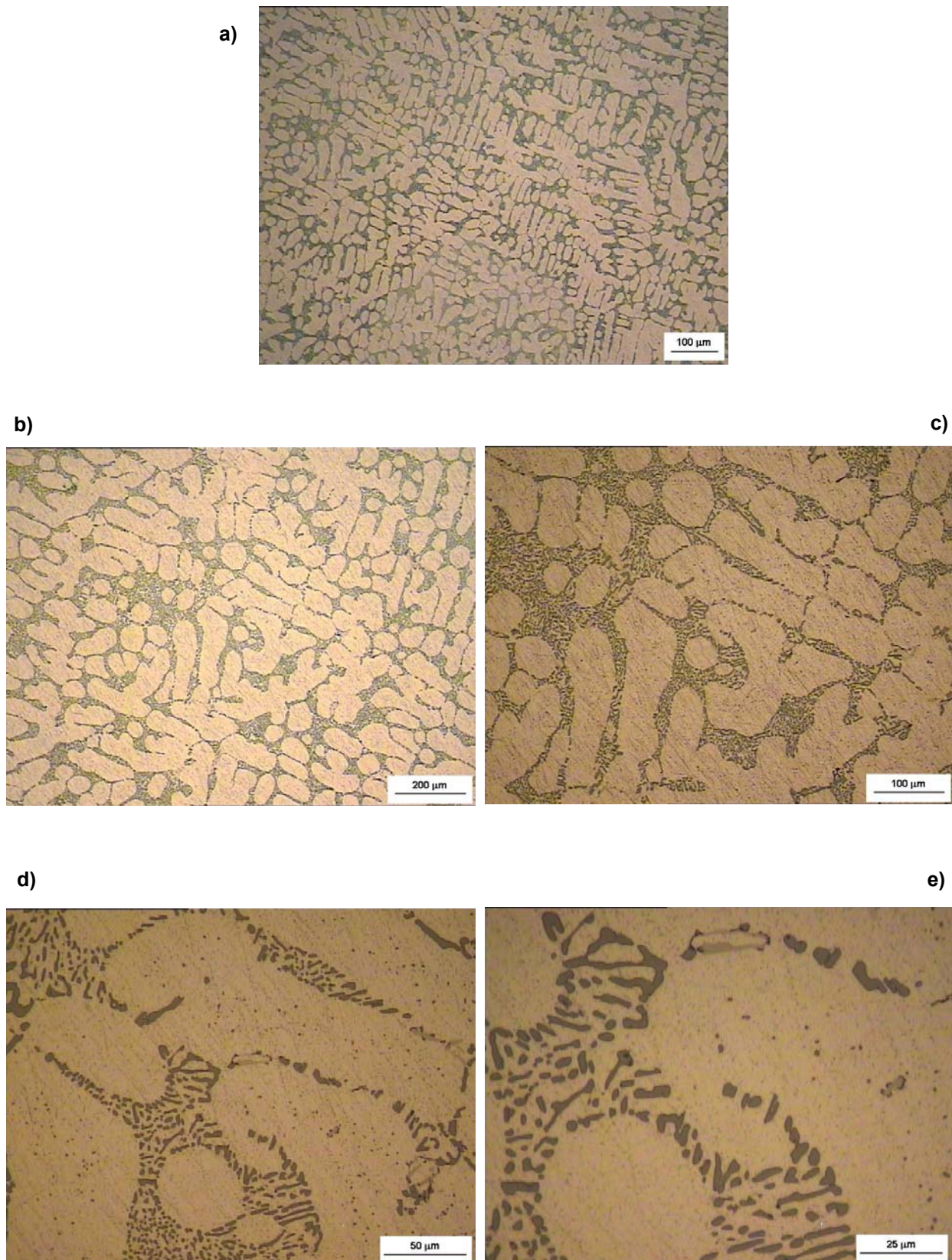
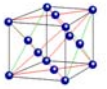


Figura 6.8.: Microestrutura da liga A356 (S3) com T4 a) 50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X

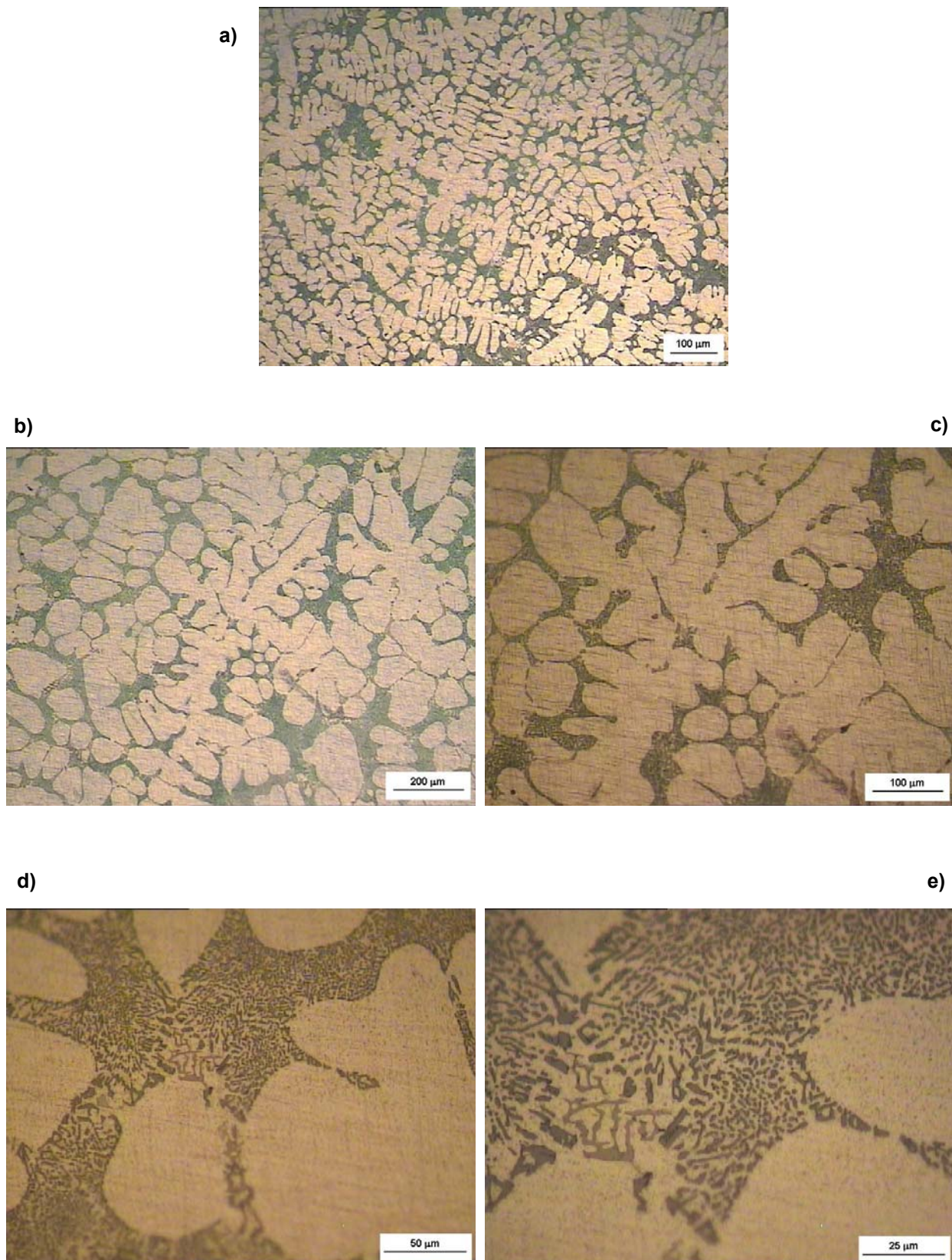
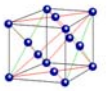


Figura 6.9.: Microestrutura da liga A356 (S4) com T5 a) 50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X

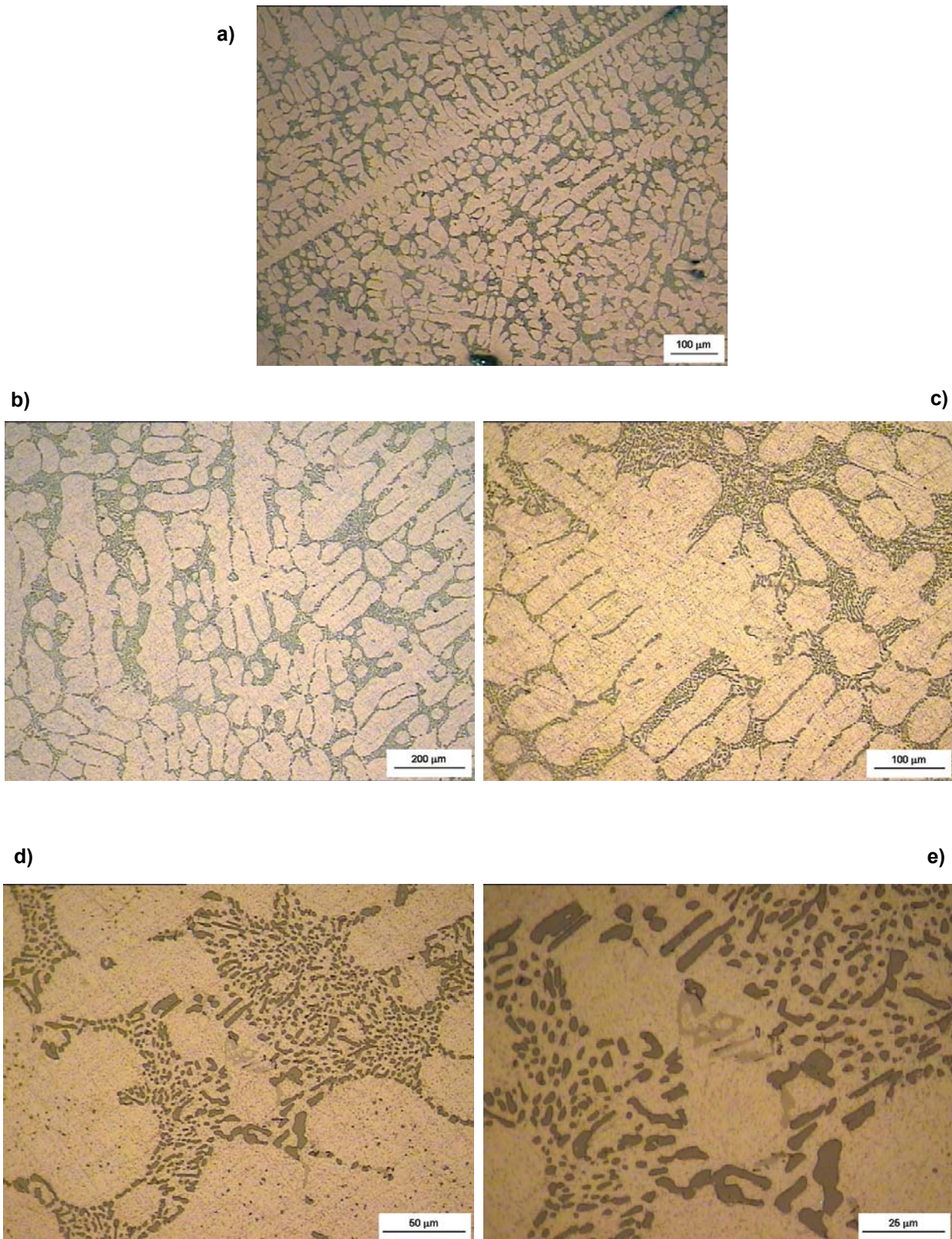
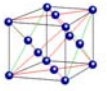
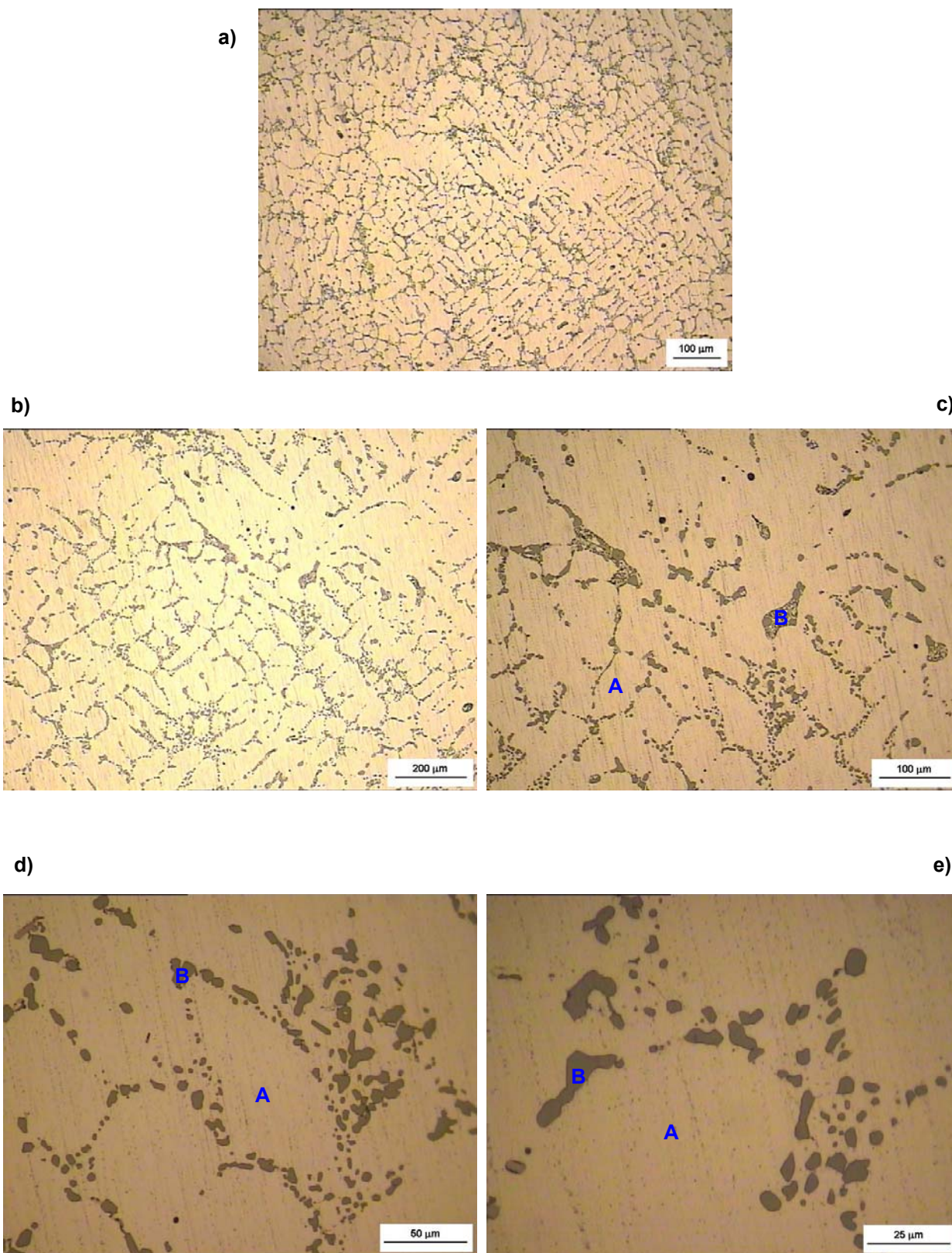
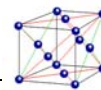


Figura 6.10.: Microestrutura da liga A356 (S5) com T6 a) 50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X



Legenda:

A – solução sólida de alumínio na forma de grãos arredondados (fase α), B – constituinte eutético com o silício com morfologia globular.

Figura 6.11.: Microestrutura da liga A356 (SSM1) a) 50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X

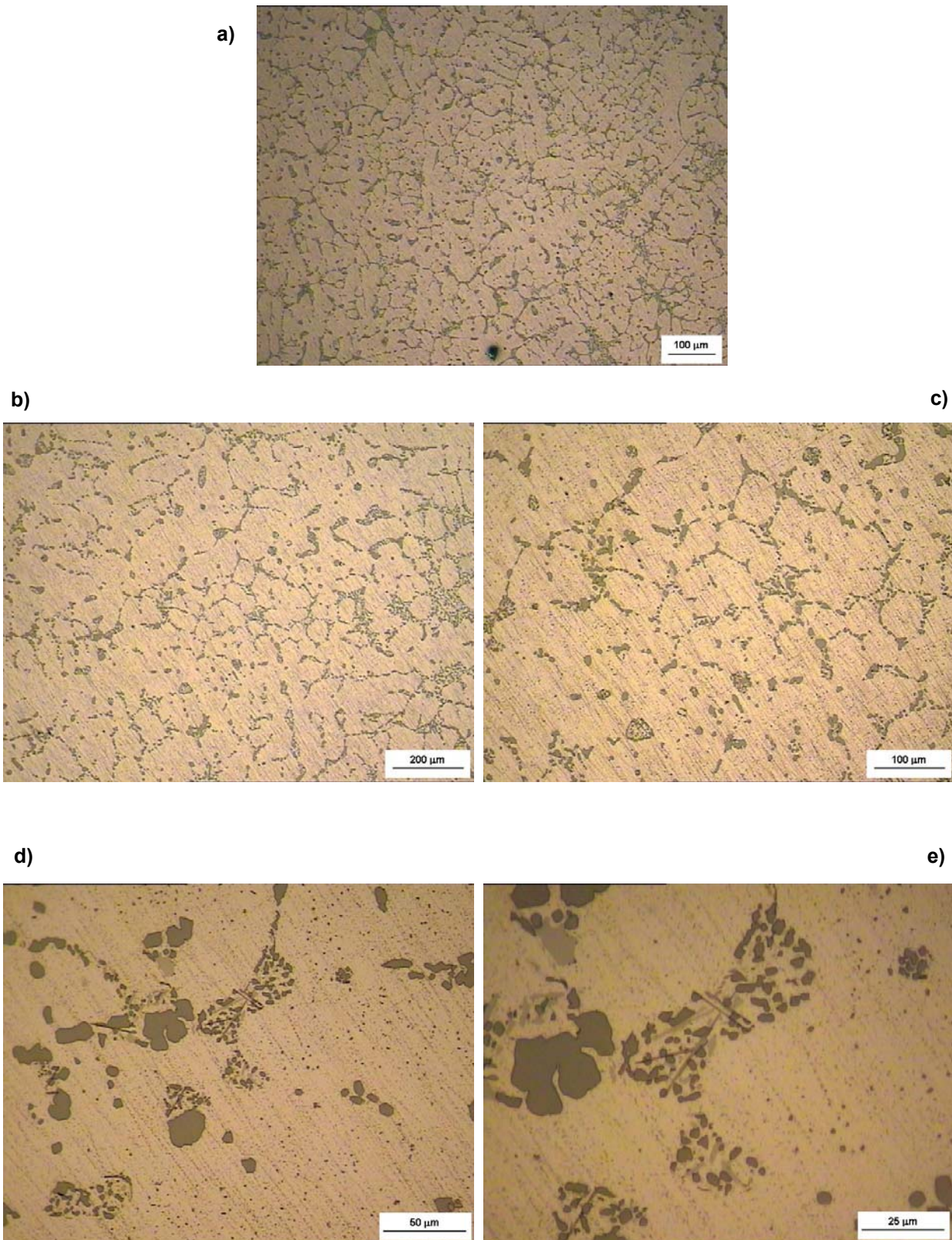
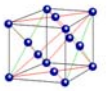


Figura 6.12.: Microestrutura da liga A356 (SSM2) solubilizada a) 50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X

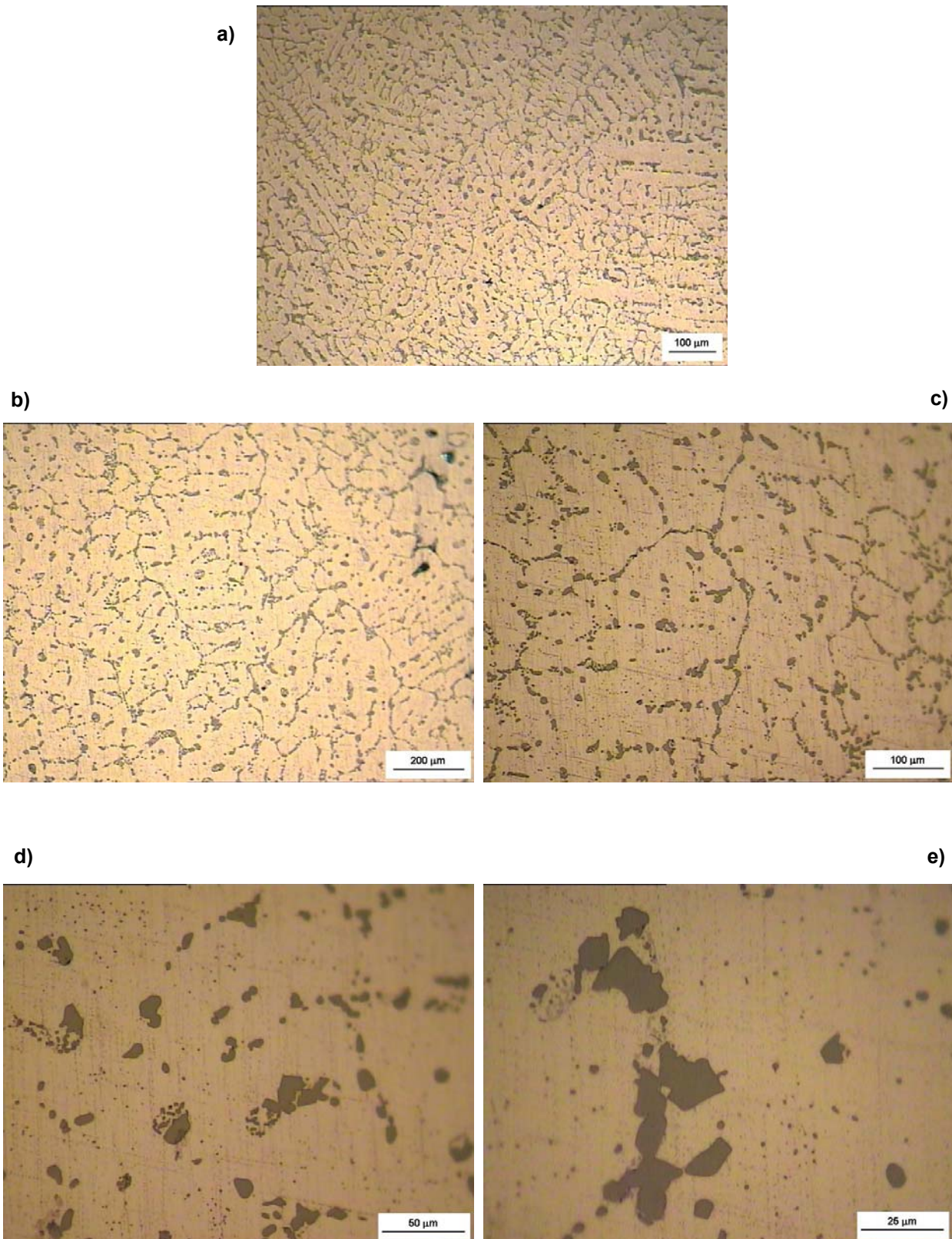
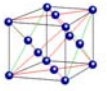


Figura 6.13.: Microestrutura da liga A356 (SSM3) T4 a) 50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X

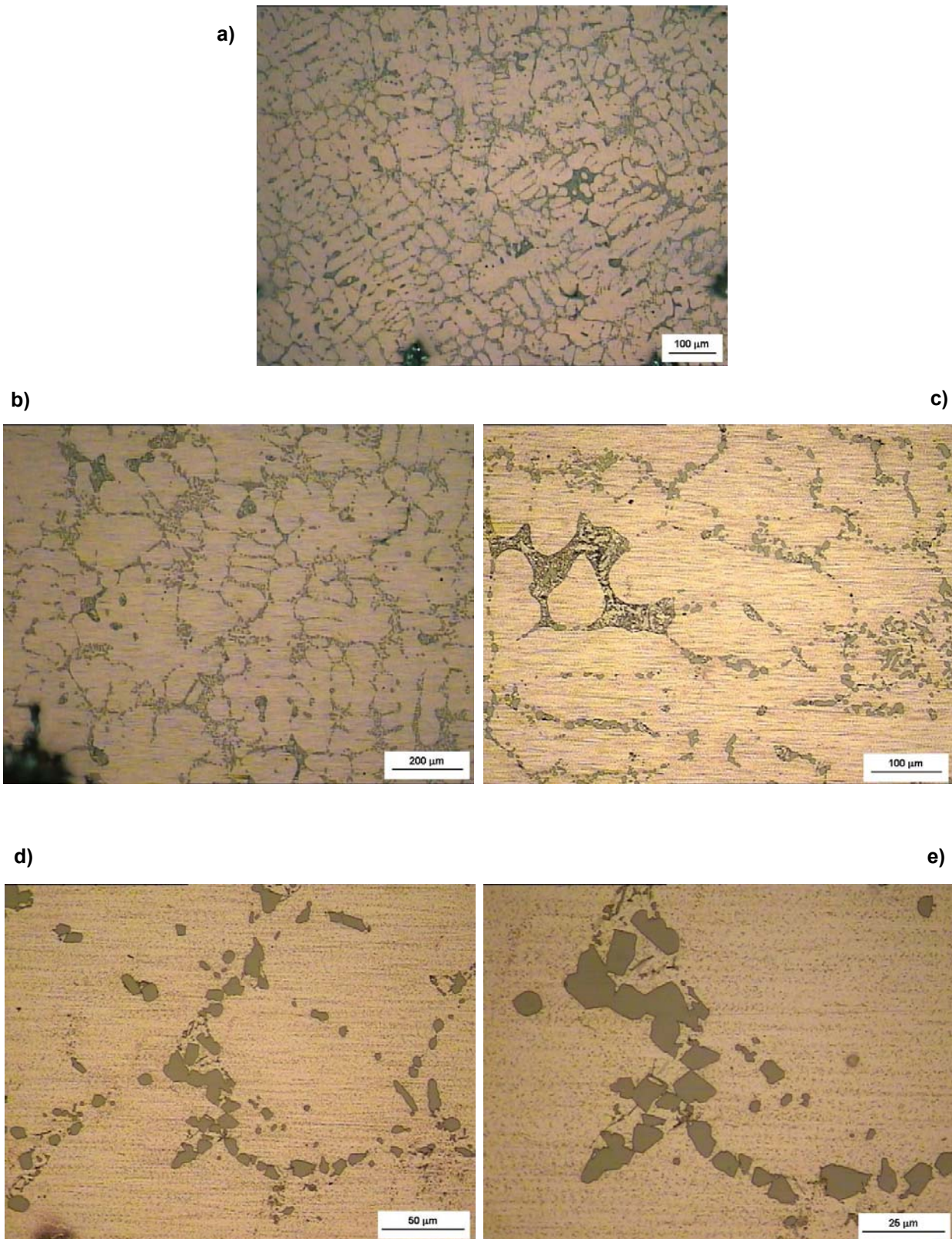
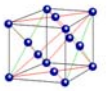


Figura 6.14.: Microestrutura da liga A356 (SSM4) T5 a) 50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X

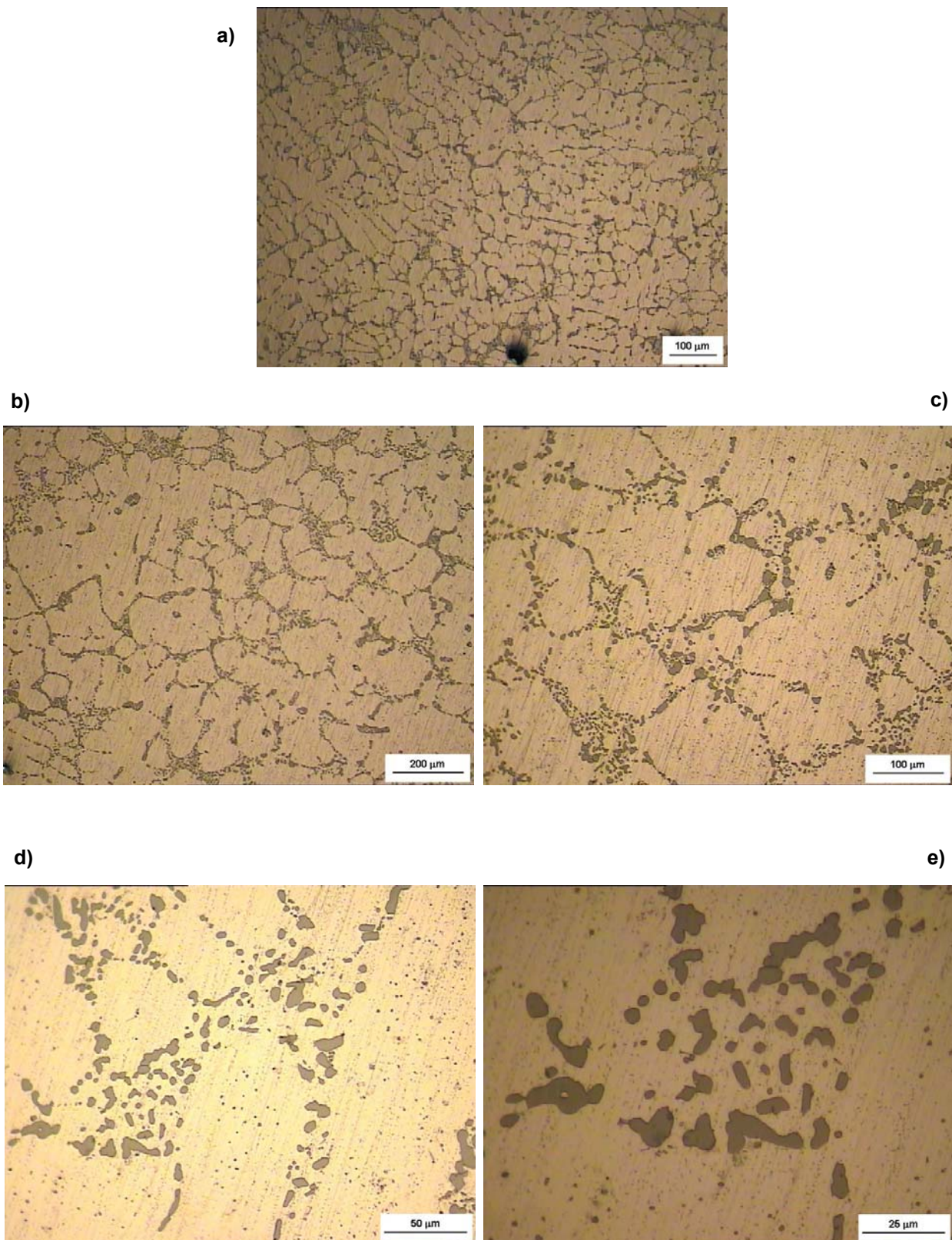
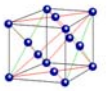
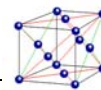


Figura 6.15.: Microestrutura da liga A356 (SSM5) T6 a) 50X, b) 100X, c) 200X, d) 500X, e) 1000X



De um modo geral, para esta liga hipoeutética, todas as amostras apresentam a mesma constituição física, com boa homogeneidade microestrutural em todos os tratamentos (“tal-qual”, T4, T5 e T6) e condições (S e SSM). Isto é, como se pode observar, as microestruturas apresentam grãos de solução sólida de alumínio α (A na legenda das figuras) com morfologia dendrítica (fase primária) rodeados por uma rede de constituintes eutéticos Si-Al (B na legenda das figuras).

Pela análise das microestruturas das amostras SSM sem tratamento térmico (figuras 6.6. e 6.11.) observam-se 3 grandes diferenças comparativamente às amostras S, isto é,

- 1) Os grãos de solução sólida Al- α possuem menos ramificações secundárias no caso dos SSM. As dendrites formam-se durante o arrefecimento e neste caso como o arrefecimento é rápido, não há tempo para as dendrites ramificarem. Por outro lado, ocorreu algum arredondamento, por dissolução na região semi-sólida, das dendrites existentes nas amostras do lingote “tal-qual” vazado.

- 2) O Si do eutético apresenta uma forma globular. Durante o aquecimento até ao estado SSM, e sobretudo à temperatura do patamar sólido+líquido, ocorre a esferoidização/globulização, isto é, subdivisão das partículas de Si onde aumenta em número e a sua morfologia tende para a sua forma esférica. As partículas de maior raio crescem a partir das de menor raio (coalescência) onde resulta numa diminuição do número de partículas de Si mas um aumento no seu tamanho. Este mecanismo é exactamente o apresentado na secção 4.4. mas agora com muito maior activação (mais rápido) dada a temperatura ser mais elevada e também por haver presença de fase líquida com refusão, pelo menos parcial, do constituinte eutético e posterior solidificação.

- 3) Menos quantidade do constituinte eutético. Este facto pode ser explicado pelo esquema da figura 6.16. que em seguida se apresenta.

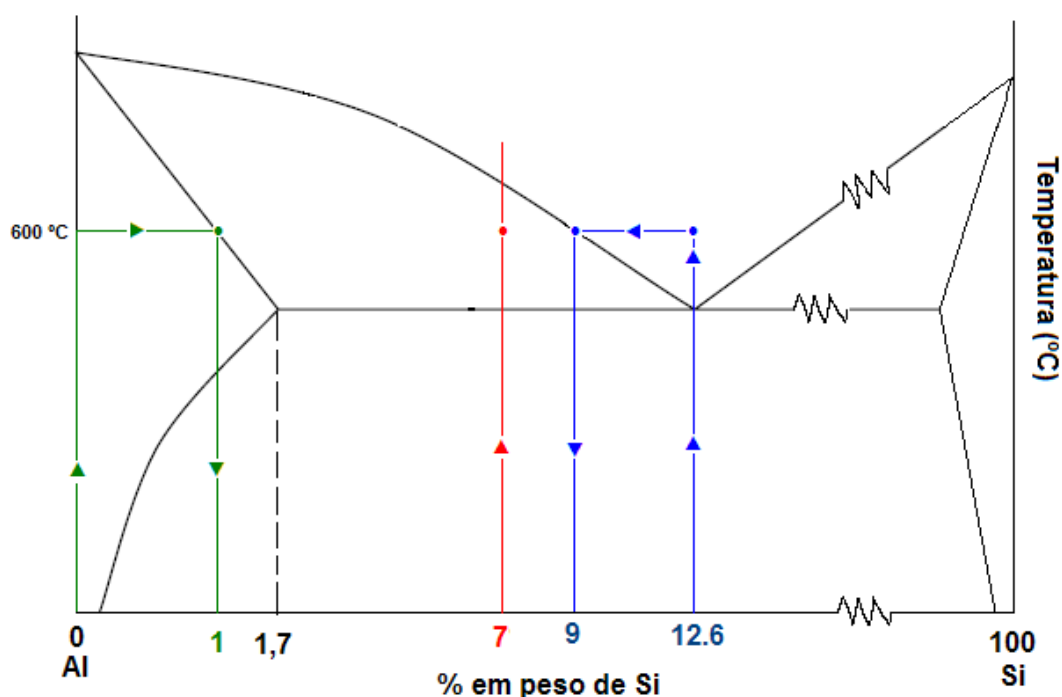


Figura 6.16.: esquema representativo do comportamento das amostras aquecidas no estado semi-sólido

A linha vermelha da *figura 6.16.* corresponde ao aquecimento da liga A356 à temperatura de 600°C (estado semi-sólido).

O comportamento do constituinte eutético quando aquecido até à temperatura de 600°C e arrefecido rapidamente em água, está exemplificado pela linha a azul, enquanto que o Al-α está representado pela linha verde.

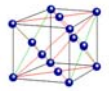
Por hipótese, em aquecimento, o eutético funde totalmente, depois dissolve um pouco de Al e fica com composição do *liquidus*. No arrefecimento rápido, esta sofrerá a reacção eutética.

Temos então a 600°C a seguinte percentagem de Al-α:

$$\% Al - \alpha_{(600^{\circ}C)} = \frac{9 - 7}{9 - 1} \times 100 = 25\%$$

e do líquido:

$$\% Líquido_{(600^{\circ}C)} = 100 - 25 = 75\%$$



Este líquido com composição 9% em peso de Si sofre transformação eutética, sendo que a percentagem de eutético relativa a esta quantidade será:

$$\% \text{ "Eutético"} = \frac{9 - 1,7}{12,6 - 1,7} \times 100 = 67\%$$

Logo a quantidade final de constituinte eutético vem:

$$\% \text{ Eutético}_{SSM} = 0,75 \times 67 = 50\%$$

No caso das amostras vazadas S (lingote), a percentagem em peso de eutético somada ao silício precipitado a partir da solução-sólida de alumínio α é calculada por

$$\% \text{ "Eutético"}_s = \frac{7 - 0}{12,6 - 0} \times 100 = 56\%$$

Note-se que estes valores são apenas comparativos. Em absoluto as percentagens de eutético que se dissolveram nas microestruturas são inferiores. A razão desta discrepância prende-se com o facto dos diagramas de equilíbrio não estarem a ser seguidos.

Nas amostras vazadas (S) não existem alterações significativas no tamanho de grão do Al- α entre os diferentes tratamentos térmicos. Os grãos desta fase primária são relativamente grosseiras e bastante estáveis.

A quantidade de constituinte eutético também não se altera significativamente durante os tratamentos térmicos dado que quaisquer mudanças no estado sólido são controladas por difusão e portanto numa escala relativamente pequena.

Para os tratamentos térmicos com solubilização (T4 e T6) e para as amostras apenas solubilizadas pode observar-se que as partículas de silício tornam-se mais arredondadas e aumentam de dimensão, quando comparadas com o estado "tal-qual". A temperatura de solubilização provoca a globulização destas partículas. As partículas de maior dimensão crescem à custa das de menor dimensão (coalescência) e a energia superficial é reduzida devido às partículas tornarem-se mais arredondadas.

No tratamento térmico T5 não ocorre esferoidização do silício eutético visto não ocorrer a solubilização.



A evolução microestrutural com o tratamento térmico das amostras arrefecidas desde o estado semi-sólido (SSM) é diferente dos casos das amostras S dado que o silício já está globulizado à partida, pelo que não se notam grandes diferenças.

6.4. Ensaio de microdureza Vickers

Na *tabela 6.1.* apresentam-se os resultados obtidos nos ensaios de microdureza Vickers com a carga aplicada de 200gf. Os valores são apresentados de dois modos: segundo a norma NP 711-1:1990 e segundo a distribuição de t de Student (o cálculo do intervalo de confiança encontra-se no *anexo E*, parágrafo *E.2.*).

Tabela 6.1.: Resultados das microdurezas Vickers das amostras com carga de 200 gf para as amostras de lingote vazada (valores em kgf/mm²)

N. de indentações	Sem tratamento	Solubilizada	T4	T5	T6
1	60,2	59,8	77,4	80,3	106,3
2	66,5	64,1	76,0	79,6	106,7
3	64,1	61,5	76,1	81,3	109,6
4	65,6	59,4	76,3	85,0	106,1
5	61,9	63,5	74,7	81,8	101,8
6	62,8	61,5	72,5	85,5	102,4
Valor médio	63,5	61,7	75,5	82,3	105,5
Desvio padrão	2,4	1,9	1,7	2,5	2,9
NP 711-1:1990	64 HV 0,2/15	62 HV 0,2/15	76 HV 0,2/15	82 HV 0,2/15	106 HV 0,2/15
Distribuição t de Student	63,5 ± 2.5 HV	61,7 ± 2.0 HV	75,5 ± 1.8 HV	82,3 ± 2.6 HV	105,5 ± 3.1 HV

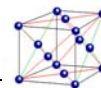


Tabela 6.2.: Resultados das microdurezas Vickers das amostras com carga de 200 gf para as amostras arrefecidas desde o estado semi-sólido (valores em kgf/mm²)

N. de indentações	Sem tratamento	Solubilizada	T4	T5	T6
1	75,4	55,4	67,2	87,1	93,3
2	72,4	57,0	65,6	91,9	97,1
3	70,6	60,0	65,8	88,7	94,9
4	70,3	58,5	63,8	90,5	96,8
5	73,4	55,3	63,8	91,0	95,7
6	67,5	55,2	67,0	93,7	95,2
Valor médio	71,6	56,9	65,5	90,5	95,5
Desvio padrão	2,7	2,0	1,5	2,4	1,4
NP 711-1:1990	72 HV 0,2/15	57 HV 0,2/15	66 HV 0,2/15	91 HV 0,2/15	96 HV 0,2/15
Distribuição t deStudent	71,6 ± 2.9 HV	56,9 ± 2.1 HV	65,5 ± 1.6 HV	90,5 ± 2.5 HV	95,5 ± 1.5 HV

Os resultados anteriores encontram-se representados na figura 6.17..

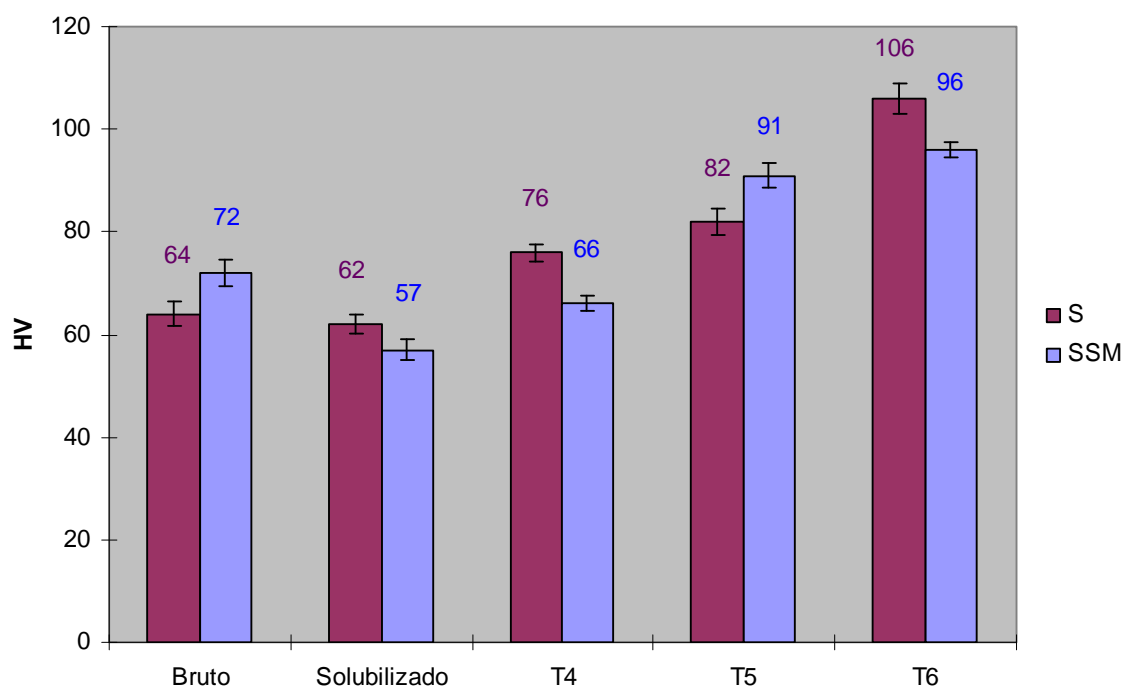


Figura 6.17. : gráfico representativo da evolução da microdureza Vickers ao longo dos tratamentos nos dois estados (S e SSM)



Como se pode observar na análise geral dos resultados a dureza é semelhante nos dois estados (S e SMM), com uma ligeira tendência para a diminuição nas amostras SSM, dada a esferoidização do silício do constituinte eutético.

Em geral, a dureza varia com os diferentes tratamentos térmicos devido à combinação do endurecimento por solução sólida e endurecimento por precipitação. No caso presente, deve ter-se ainda em conta o efeito da esferoidização do Si à temperatura de solubilização.

Dada a composição da liga e a precipitação de silício livre é a predominante, é provável que outra fase precipitada seja o Mg_2Si . Estes últimos precipitados são muito pequenos e não podem ser vistos em microscopia óptica.

Como se pode observar pelo gráfico da figura 6.17. após solubilização simples há uma diminuição no valor da dureza devido à esferoidização do Si, mais nítida nas amostras SSM.

No tratamento T4 (solubilização + arrefecimento em água), os átomos permanecem na solução sólida dado que o arrefecimento com água inibe as reacções de precipitação (“congela” os átomos na solução sólida). A dureza das amostras T4 é superior à das amostras solubilizadas e arrefecidas ao ar porque no primeiro caso há mais tensões residuais.

Na amostra T4, após o envelhecimento natural, como a temperatura ambiente é bastante baixa a transformação no estado sólido é bastante lenta. Contudo, o tamanho das partículas que se formam também será muito pequeno (por essa razão elas são relativamente duras embora muito poucas). A dureza aumenta relativamente à “tal-qual” devido a uma pequena contribuição dos precipitados (clusters).

Para o tratamento T5 (bruto + envelhecimento artificial) a dureza é superior a T4 porque, neste último, ocorreu a esferoidização de Si. Relativamente ao estado “tal-qual” a dureza após tratamento T5 é superior eventualmente devido à activação da precipitação de Si no interior dos grãos de $Al-\alpha$.

O tratamento T6 (solubilização + têmpera em água + envelhecimento artificial), é aquele que proporciona maiores durezas. Corresponde à combinação de reacções de precipitação (não observáveis ao microscópio óptico) e globulização/esferoidização do Si (pouca influência na dureza).

O conjunto de valores apresentados na *figura 6.17.* é muito próximo do apresentado na *tabela 4.3.* relativo à liga A356 obtida a partir do estado semi-sólido por outros autores.



A título de curiosidade, pretendeu-se saber se uma amostra SSM se mantinha no mesmo estado algum tempo depois. Para isso, um mês depois voltou-se a medir a microdureza numa amostra SSM tendo-se obtido o seguinte resultado

Tabela 6.3.: Resultados das microdurezas Vickers de uma amostra SSM medida um mês depois com carga de 200 gf (valores em kgf/mm^2)

	SSM	SSM um mês depois
Valor médio	76,2	75,5
Desvio padrão	2,8	2,0
NP 711-1:1990	76 HV 0,2/15	76 HV 0,2/15

Conclui-se que a dureza diminuiu ligeiramente não sendo significativo o efeito.

6.5. Ensaio de tracção

Os ensaios de tracção foram realizados em duas amostras para cada ponto assinalado de seguida (a nomenclatura das amostras foi dada no parágrafo 5.4.1.):

- “Tal-qual” recebida (S1);
- Arrefecida desde o estado semi-sólido (SSM1);
- “Tal-qual” tratada termicamente com T4 (S3);
- Arrefecida desde o estado semi-sólido e tratada termicamente com T4 (SSM3);
- “Tal-qual” e tratada termicamente com T5 (S4);
- “Tal-qual” e tratada termicamente com T6 (S5);

Após ruptura os dois fragmentos do provete foram cuidadosamente ajustados, de modo a que os respectivos eixos ficassem no prolongamento um do outro, com a mesma direcção. Realizou-se com um paquímetro digital a medição do comprimento final entre referências (L_u) em mm.

Uma curva típica de tensão-extensão é representada na *figura 6.18.* A tensão de ruptura à tracção (R_m) foi calculada pelo valor máximo da curva tensão-extensão e o valor de $R_{p0.2}$ foi obtido a partir da intersecção da curva tensão-extensão com uma linha recta



paralela à região elástica da curva e desviada de um valor de 0,2%. O ponto onde esta recta intersecta a curva tensão-extensão fornece o valor da força correspondente à tensão limite convencional de proporcionalidade.

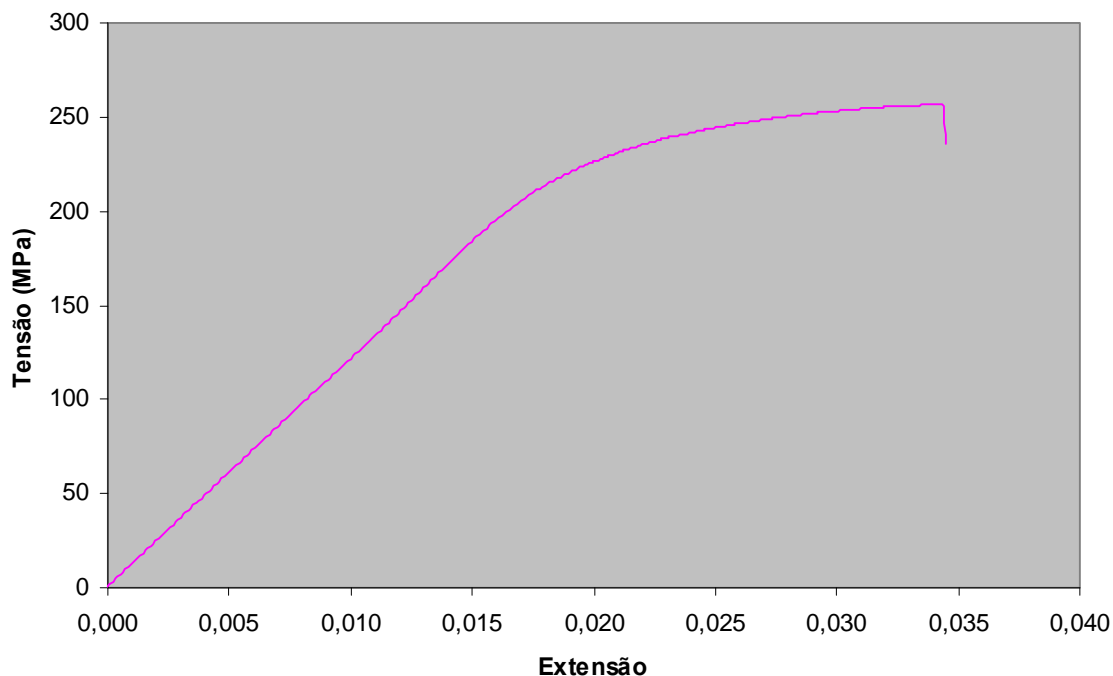


Figura 6.18.: gráfico tensão-extensão da amostra T6 (S5)

Os resultados encontram-se na *tabela 6.4.*

Tabela 6.4.: Valores médios dos resultados dos ensaios de tracção

	S1	SSM1	S3 T4	SSM3 T4	S4 T5	S5 T6
R_m (MPa)	158	118	179	111	190	254
R_{p0.2} (MPa)	136	72	81	86	127	232
A_{50mm} (%)	7.8	5.4	9.4	3.6	2	5.7

Nas *figuras 6.19. à 6.21.* comparam-se valores entre as amostras vazadas e arrefecidas desde o estado semi-sólido, sujeito ou não ao tratamento T4.

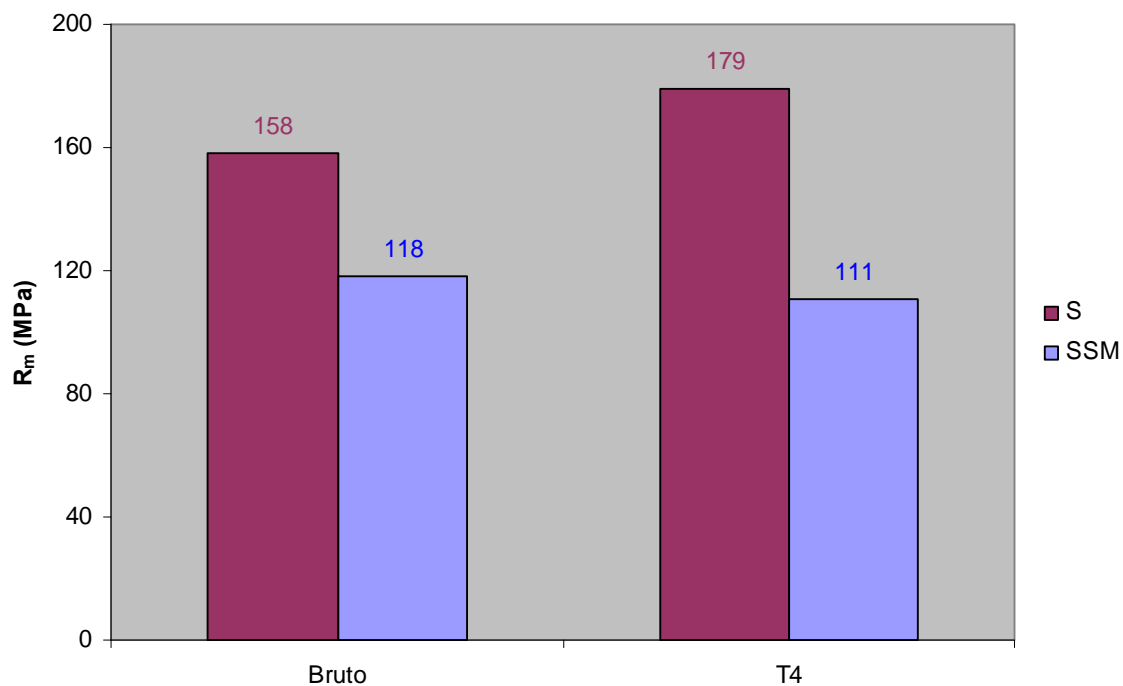
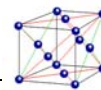


Figura 6.19.: gráfico dos resultados de R_m (MPa) para S e SSM em bruto e T4

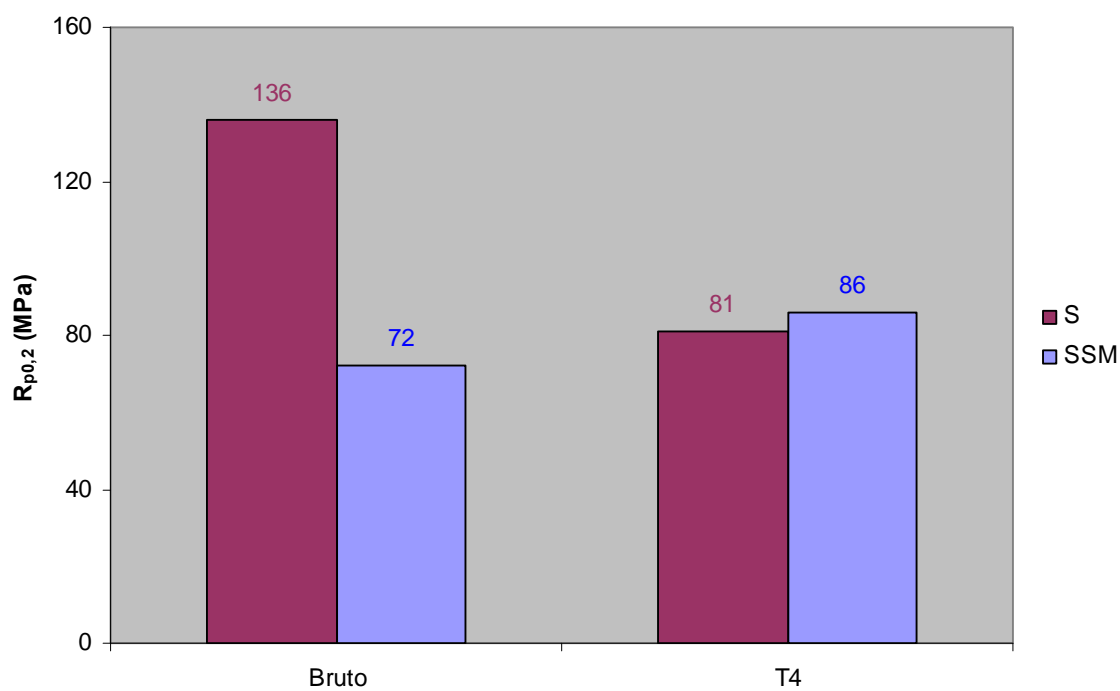


Figura 6.20.: gráfico dos resultados de $R_{p0.2}$ (MPa) para S e SSM em bruto e T4

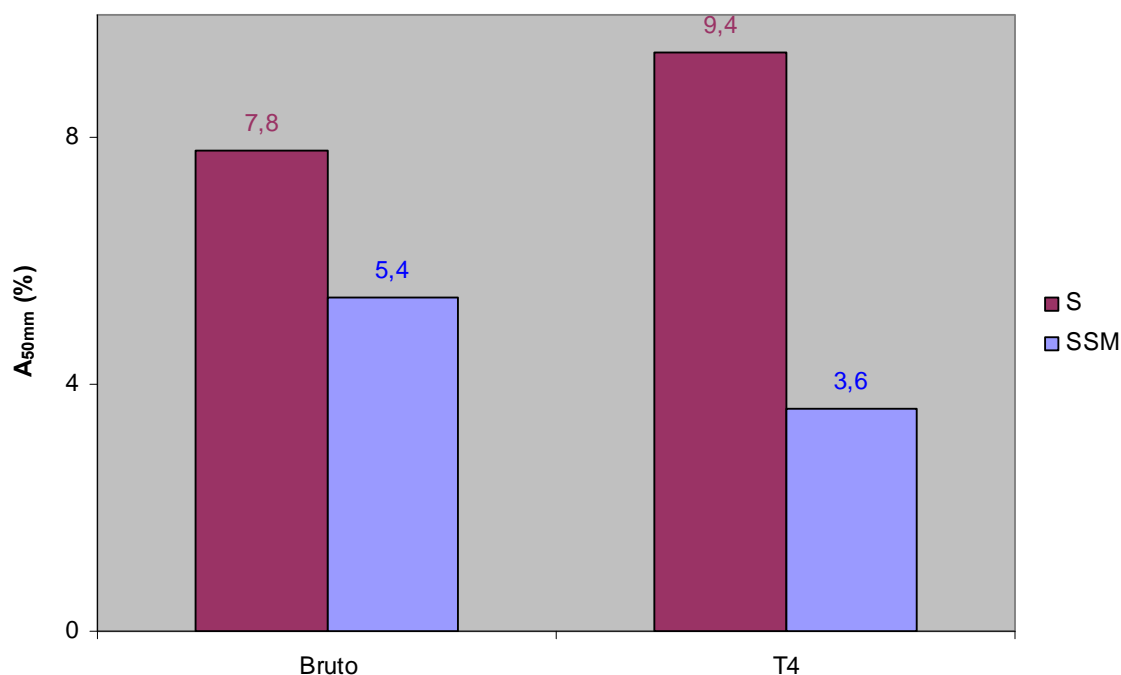
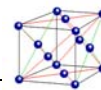


Figura 6.21.: gráfico dos resultados de A_{50mm} (%) para S e SSM em bruto e T4

De um modo geral, verifica-se uma diminuição dos valores de resistência (R_m e $R_{p0.2}$) e ductilidade (A_{50mm}). Enquanto que era de esperar uma diminuição de resistência pelas razões já avançadas com a explicação da ligeira queda de dureza (secção 6.4.) o mesmo não se passa com a ductilidade que se esperaria ter aumentado dada a esferoidização do silício. Será necessário um conjunto mais vasto de testes para tirar conclusões mais sólidas.

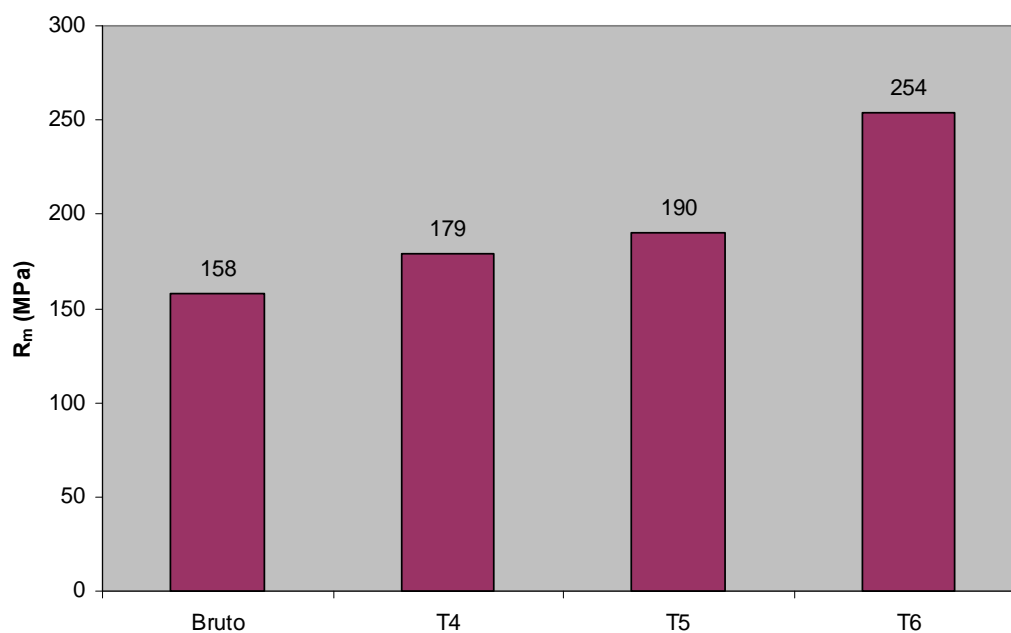


Figura 6.22.: gráfico dos resultados de R_m (MPa) para S (Bruto, T4, T5 e T6)

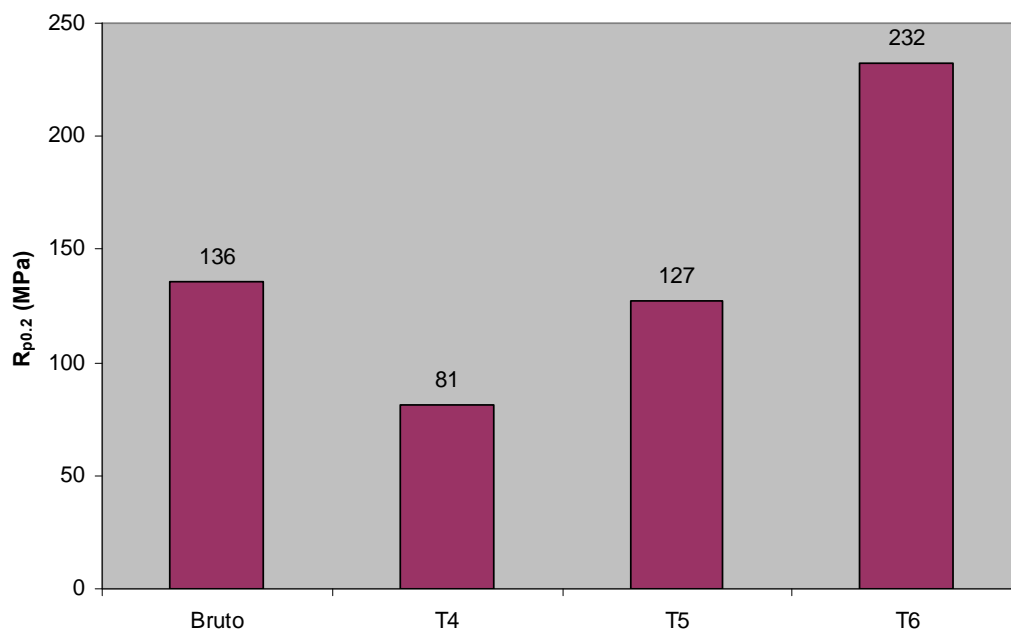
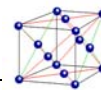


Figura 6.23.: gráfico dos resultados de $R_{p0.2}$ (MPa) para S (Bruto, T4, T5 e T6)

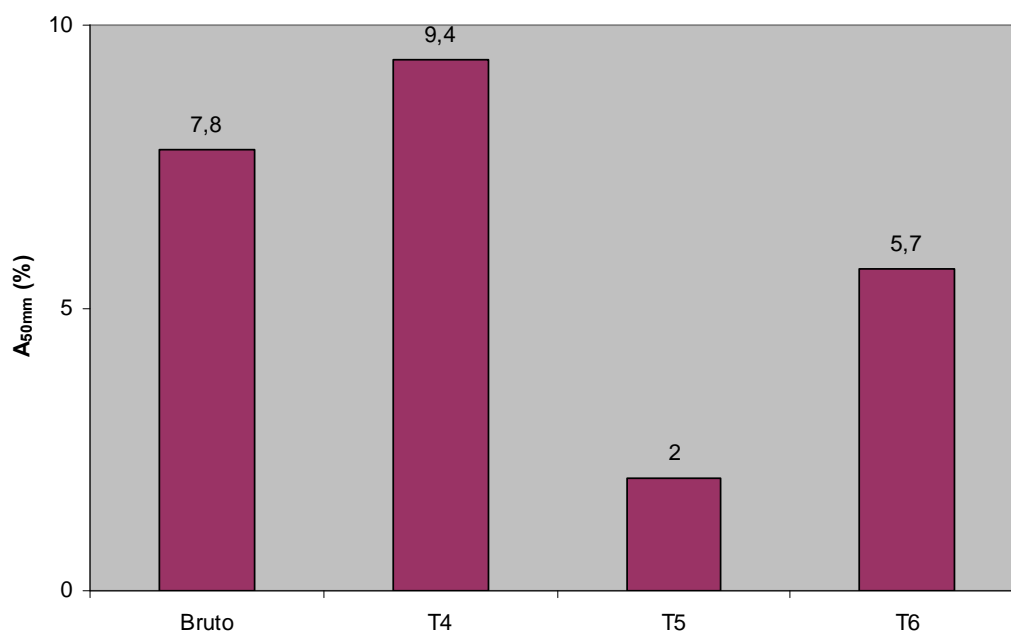
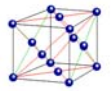


Figura 6.24.: gráfico dos resultados de A_{50mm} (%) para S (Bruto, T4, T5 e T6)

Nas figuras 6.22. a 6.24. apresentam-se os resultados do comportamento das amostras vazadas sujeitas aos diferentes tratamentos térmicos. Comparando com os valores da literatura (tabela 4.3.) verifica-se que:



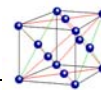
1. os valores obtidos neste trabalho são inferiores. Isto dever-se-á provavelmente ao facto de não ter sido realizada uma verdadeira operação de *thixoforming*, dado que não houve agitação mecânica, e daí que as microestruturas finais sejam diferentes. Os melhores resultados retirados da literatura decorrem de microestruturas mais globulares e mais finas.
2. a tendência de aumento da resistência (R_m) na sequência

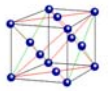
Bruto \rightarrow T4 \rightarrow T5 \rightarrow T6

é a mesma. Regista-se ainda que os valores obtidos no presente trabalho estão de acordo com a sequência de durezas (ver *figura 6.17.*).

3. o alongamento à ruptura é também superior no caso dos valores da literatura. Também aqui, no entanto, a ductilidade é decrescente no sentido

T4 \rightarrow Bruto \rightarrow T6 \rightarrow T5





7. Conclusões

Neste trabalho aqueceram-se amostras da liga A356 (Al7Si0.3Mg) ao estado semi-sólido, submetendo-as de seguida a três tratamentos térmicos (T4, T5 e T6) visando a observação das modificações microestruturais e das propriedades mecânicas, comparativamente ao estado bruto de vazamento.

A caracterização microestrutural por microscopia óptica revelou a globulização do Si do constituinte eutético para estas amostras, ao contrário da morfologia lamelar das amostras tal como recebidas, vazadas em forma de lingote. Esta diferença é explicada pelo fenómeno de refusão-solidificação sofrido pelo constituinte eutético.

Nos estudos comparativos do comportamento das microdurezas das amostras aquecidas no estado semi-sólido relativamente às amostras simplesmente vazadas não se verificaram diferenças significativas, apesar da globulização do Si.

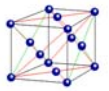


Os ensaios de tracção revelaram uma diminuição na tensão de ruptura, na tensão limite convencional de proporcionalidade e no alongamento nas amostras aquecidas no estado semi-sólido. Este resultado é atribuído ao facto de não se ter obtido uma estrutura globular fina para os grãos de solução-sólida de alumínio primário.

Os tratamentos térmicos revelaram um aumento da resistência mecânica (dureza, tensão de ruptura e tensão de cedência) com os tratamentos T4, T5 e T6. Os tratamentos térmicos deverão ser escolhidos consoante as propriedades mecânicas desejadas mas também tendo em conta o factor económico, isto é, embora o T6 origina propriedades mecânicas mais elevadas também é o mais dispendioso economicamente.

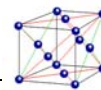
Apresentando a liga A356 aquecida no estado semi-sólido valores de microdureza relativamente próxima da liga vazada por fundição injectada, torna-se uma vantagem económica a substituição dos processos tradicionais de enformação plástica por um processo de conformação no estado semi-sólido (*thixoforming*), visto o último se processar a temperaturas mais altas, requerendo menos energia para o trabalho de conformação. A comparação das microestruturas resultantes do vazamento e do arrefecimento a partir do estado semi-sólido revelou que, realisticamente, o que se verificou foi um tratamento de esferoidização no domínio semi-sólido.

Assim sendo, um trabalho futuro óbvio é a incorporação de agitação no processo aqui desenvolvido.



8. Bibliografia

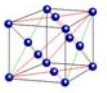
- [1] M.M. Serge, Etude rhéologique et simulation numérique de l'injection d'un alliage d'aluminium à l'état semi-solide, Tese para Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais, ENSMP – CEMEF Centre de Mise en Forme des Matériaux, 2002.
- [2] http://www.la-aluminios.com/aluminio_e_ligas.html, 30/05/2008
- [3] B.P. Maite, Estudio de la Conformación de Componentes Aluminio-Silício en Estado Semisólido, Memoria de Tesis apresentada para optar al grado de Doctor en Ciencias – Especialidad Química, Universitat Politècnica de Catalunya, Júlio 2005.



- [4] C.G.Kang, P.K. Seo, Y.P.Jeon, "Thixo diecasting process for fabrication of thin-type component with wrought aluminium alloys and its formability limitation", Journal of Materials Processing Technology 160 (2005) 59-69
- [5] Ogris E., Development of Al-Si-Mg Alloys for Semi-solid Processing and Silicon Spheroidization Treatment (SST) for Al-Si Cast Alloys, dissertation submitted to the swiss Federal Institute of Technology Zurich for the degree of Doctor of Technical Sciences, 2002
- [6] Rossi V. L., Influência da composição química e dos parâmetros de processo sobre a resistência à corrosão em peças fundidas usando as ligas de alumínio 356 e A356, dissertação de mestrado em ciência e engenharia de materiais, Universidade do Estado de Santa Catarina, 2004.
- [7] http://www.angers.ensam.fr/ressources/Fonderie2006/cadres/cadre_alliages_fonderie3.htm, 16/03/2008
- [8] Ferreira N., Gonçalves A., Escolha do Material para Chassis Automóvel, Instituto Superior Técnico, mestrado em engenharia de concepção, Janeiro de 2005, 12/05/2008
- [9] Corradi C. A. L., Modelos Matemáticos para a Relação entre Composição Química, Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas de Alumínio Fundidas Hipoeutéticas e Eutéticas, Dissertação para obtenção do título de Mestre em Modelagem Matemática e Computacional, Universidade de Belo Horizonte, Agosto 2006.
- [10] P. Mbirdani Maurício, P.P. de Cássia, R. T. Carlos, K. S. Cláudio, B. J. Walter, B. Claudemiro, "Caracterização da liga de alumínio A356 solidificada rapidamente por centrifugação e fundida em areia", Projecções, v. 23, p.55-62, jan./dez. 2005
- [11] http://fain.uncoma.edu.ar/prof_tec/mecanic/materiales/DiagramasEquilibrio.pdf, 03/05/2008
- [12] <http://www.alu.fr/ang/proprieang.htm>, 23/05/2008
- [13] <http://pt.wikipedia.org>, 27/09/2008



- [14] Rouff C., Contribution a la Caracterisation e a la Modelisation du Comportement d'un acier a l'etat semi-solid application au thixoforgeage, obtention du titre de docteur de l'école national supérieure d'arts et métiers, 2003.
- [15] Nursen Saklakoglu, I. Etem Saklakoglu, Metin Tanoglu, Ozgu Oztas, Onder Cubukcuoglu, "Mechanical properties and microstructural evaluation of AA5013 aluminum alloy treated in the semi-solid state by SIMA process", Journal of Materials Processing Technology 148 (2004) 103-107
- [16] S. Chayoug, H. V. Atkinson, P. Kapranos, "Thixoforming 7075 aluminium alloys", Materials Science and Engineering A390 (2005) 3-12
- [17] Toshio Haga, P. Kapranos, "Simple rheocasting processes", Journal of Materials Processing Technology 130-131 (2002) 594-598
- [18] <http://www.abal.org.br/aluminio/temperas.asp#homogeneizacao>, 9/05/2008
- [19] <http://hermes.ucs.br/ccet/demc/aviecell/diagrama.doc>, 30/05/2008
- [20] Metals Hamdbook, Desk Edition, American Society for metals, 1985, PP 35-52
- [21] Norma NP EN 10002-1
- [22] <http://www.dalmolim.com.br/EDUCACAO/MATERIAIS/Biblimat/aluminiofund.pdf>, 16/03/2008
- [23] http://goliath.ecnext.com/coms2/gi_0199-430309/Casting-answers-advice.html#abstract, 16/03/208
- [24] http://www.cnam.fr/cacemi/Demonstration/fichiers_site/navigation/pages_navigation/glossaire.htm, 18/10/2008



Anexo

Anexo A – Características técnicas da liga A356

Anexo B – Designação das ligas de alumínio para fundição

Anexo C – Designação dos tratamentos térmicos

Anexo D – Forno

Anexo E - Microdureza

Anexo A – Características técnicas da liga A356 (AS7G03 ou 42 1000)

Tabela A.1.: Tabela de áreas de aplicação da liga A356 (AS7G03 ou 42 1000) [18]

Segurança	Impermeável à água	Construção	Material ferroviário	Armamento	Automóvel
E	B	E	E	E	E

Legenda: E – Excelente; B – Bom

Tabela A.2.: Tabela de aptidão tecnológica da liga A356 (AS7G03 ou 42 1000) [18]

Maquinagem	Dimensional	Soldadura	Tratamento Térmico	Protecção anódica	Decoração anódica
M	M	F	M	F	M

Legenda: F – Fraco; M – Médio

Tabela A.3.: Tabela de propriedades físicas da liga A356 (AS7G03 ou 42 1000) [18]

	Tensão de ruptura (N/mm²)	Tensão de cedência (N/mm²)	Alongamento à ruptura (%)	Dureza (HB)
Sem tratamento térmico	190	90	10	55
T6	280	200	12	100
T4 / T64	240	140	14	90

Tabela A.4.: Tabela de composição química da liga A356 (AS7G03 ou 42 1000) [18]

Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Ni (%)	Zn (%)	Ti (%)
6,70 – 7,30	0,14	0,04	0,09	0,30 – 0,40	0,04	0,09	0,10 – 0,15

Tabela A.5.: Tabela características gerais, propriedades atômicas e físicas do alumínio Al [11]

Geral	
Nome, símbolo, número	Alumínio, Al, 13
Classe , série química	Metal, representativo (família do boro)
Grupo, período, bloco	13, 3 , p
Densidade, dureza (Mohs)	2697 kg/m³, 2,75
Cor e aparência	Cinza prateado 
Propriedades atômicas	
Massa atômica	26,9815386(8) u.m.a.
Raio médio [†]	125 pm
Raio atômico calculado	118 pm
Raio covalente	118 pm
Raio de van der Waals	Sem dados
Configuração electrónica	[Ne]3s²3p¹
Estados de oxidação (óxido)	3 (Anfotérico)
Estrutura cristalina	Cúbica de faces centradas
Propriedades físicas	
Estado da matéria	Sólido
Ponto de fusão	933,473 K (660,323 °C)
Ponto de ebulição	2792 K (2519 °C)
Entalpia de vaporização	293,4 kJ/mol
Entalpia de fusão	10,79 kJ/mol
Pressão de vapor	2,42x10 ⁻⁶ Pa a 577 K
Velocidade do som	5100 m/s a 933 K

Tabela A.6.: Tabela de informações diversas e isótopos mais estáveis do alumínio Al [11]

Informações diversas					
Eletronegatividade			1,61 (Pauling)		
Calor específico			900 J/(kg·K)		
Condutividade elétrica			37,7x10 ⁶ /m Ω		
Condutividade térmica			237 W/(m·K)		
Isótopos mais estáveis					
iso.	AN (%)	Vida média	MD	ED (MeV)	PD
²⁶ Al	Sintético	7,17×10 ⁵ a	ε	4,004	²⁶ Mg
²⁷ Al	100	Al é isótopo estável com 14 neutrões			

Anexo B – Designação das ligas de alumínio para fundição

Sistema Aluminium Association “AA”

O sistema usado para designar as ligas de alumínio para fundição foi adoptado pela primeira vez em 1954 pelo *Aluminium Association “AA”*. A designação é constituída por quatro dígitos, sendo que o último é separado por um ponto dos três primeiros (xxx.x), podendo ter uma letra antes do número. Nesta classificação o primeiro dígito indica a família a que a liga pertence em relação ao elemento de liga principal (ver *tabela A.1.*). Os dois dígitos seguintes são utilizados para identificar cada uma das ligas de uma determinada família, tais como a liga 357 e 359, que pertencem à mesma família (família das ligas de Al-Si) mas possuem composição química diferentes. O último dígito (após o ponto) é utilizado para descrever a natureza da liga (forma de fornecimento do produto). Muitas vezes a designação da liga é simplificada pela ausência deste último dígito. Assim sendo (ver *tabela A.2.*)

- xxx.0 – peça fundida - usado para fundição sobre pressão (D), em areia (S) e molde permanente (P);
- xxx.1 – lingote fundido geralmente a partir de peças e retornos (ligas secundárias);
- xxx.2 – lingotes de ligas geralmente feitas a partir de alumínio primário. [5] [17] e [8]

Tabela B.1.: Significado do primeiro dígito da classificação AA de alumínio para fundição [5] e [16]

Série	Elemento(s) de liga principal(is)	Outros elementos de liga
1xx.x	Alumínio puro (99% pureza mínima)	-
2xx.x	Cu	Mg, Li
3xx.x	Si	Mg, Cu
4xx.x	Si	-
5xx.x	Mg	-
6xx.x	Mg , Si	-
7xx.x	Zn	Cu, Mg, Cr, Zr
8xx.x	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	-
9xx.x	Reservado para uso futuro	-

Variações na composição química original, normalmente no nível de impurezas, são indicadas com uma letra maiúscula “A”, “B” ou “C” antes do número da liga

Exemplo: A liga 356.0, a liga A356.0 ou a liga B356.0 apresentam limites de composições químicas diferentes de acordo com o nível de impurezas. A liga **A356** apresenta melhores propriedades em relação à liga **356**, por apresentar teores mais baixos de Fe, Cu, Zn e Ti. [5] e [8]

Tabela B.2.: Composição química das ligas de alumínio para fundição do tipo X356.x segundo a *Aluminium Association* “AA” [17]

AA	Produtos	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
356.0	S e P	6.5-7.5	0.6	0.25	0.35	0.20-0.45	0.35	0.25
356.1	Lingote	6.5-7.5	0.5	0.25	0.35	0.25-0.45	0.35	0.25
356.2	Lingote	6.5-7.5	0.13-0.25	0.10	0.05	0.30-0.45	0.05	0.20
A356.0	S e P	6.5-7.5	0.2	0.20	0.10	0.25-0.45	0.10	0.20
A356.1	Lingote	6.5-7.5	0.15	0.20	0.10	0.30-0.45	0.10	0.20
A356.2	Lingote	6.5-7.5	0.12	0.10	0.05	0.30-0.45	0.05	0.20
B356.0	S e P	6.5-7.5	0.09	0.05	0.05	0.25-0.45	0.05	0.04-0.20
B356.2	Lingote	6.5-7.5	0.06	0.03	0.03	0.25-0.45	0.03	0.04-0.20
C356.0	S e P	6.5-7.5	0.07	0.05	0.05	0.25-0.45	0.05	0.04-0.20
C356.2	Lingote	6.5-7.5	0.04	0.03	0.03	0.30-0.45	0.03	0.04-0.20
F356.0	S e P	6.5-7.5	0.20	0.20	0.10	0.17-0.25	0.10	0.04-0.20
F356.2	Lingote	6.5-7.5	0.12	0.10	0.05	0.17-0.25	0.05	0.04-0.20

As ligas das famílias 3xx.x e 4xx.x são, as de maior importância comercial devido à boa combinação de propriedades mecânicas, de corrosão e de fundição que exibem. As outras famílias de ligas apresentam baixa fundibilidade, mas têm vantagens específicas, tais como: elevadas propriedades mecânicas (2xx.x), resistência à corrosão (5xx.x) ou usinabilidade (5xx.x, 7xx.x e 8xx.x). [8]

Norma EN 1780-1 e EN 1780-2

As ligas de alumínio para fundição são referenciadas na Europa por uma designação de 5 algarismos (normas EN 1780-1 EN 1780-2). Podem ser acrescentados os prefixos EN, A (alumínio) e C (casting). Normalmente apenas são utilizados os algarismos.

Por exemplo, a liga A356 pertence à série 40000 ou EN Al-40000 cujo elemento principal da liga é o silício (Si).

O segundo algarismo indica o grupo da liga. Para esta liga a designação é 42xxx, família AlSi7Mg que representa os símbolos dos constituintes da liga seguidos pelas suas proporções em percentagem de massa na liga. Assim sendo, a liga AlSi7Mg significa que a liga de alumínio contém aproximadamente 7% de silício e menos de 1% de magnésio.

Os três algarismos seguintes são números de ordem e servem para identificar a liga. [11]

Anexo C – Designação dos tratamentos térmicos

Tabela C.1.: Designação dos tratamentos térmicos do alumínio segundo Aluminium Association [7]

F	Estado bruto (conforme fabricado): aplica-se a produtos dos processos de enformação, para os quais não se aplica nenhum controlo sob as condições de endurecimento. Assim, para produtos para trabalho mecânico, não se designam propriedades mecânicas, mas para as ligas fundidas, já existem valores designados para o estado “como saído da fundição” (-F).
O	Recozido: Aplica-se a produtos de ambos os tipos de liga, i.e., para trabalho mecânico e fundição, que tenham sido aquecidos de forma a produzirem a condições de menor resistência mecânica possível, e a aumentar a ductilidade e a estabilidade dimensional.
H	Endurecimento por deformação (encruamento): aplica-se a produtos para trabalho mecânico, que são encruados por deformação a frio. O trabalho mecânico pode ser seguido por tratamentos térmicos suplementares, que provocam alguma relaxação da estrutura, com a respectiva redução de resistência, mas obtendo-se maior estabilidade das propriedades finais obtidas. A designação “H” é sempre seguida por dois ou mais dígitos.
H1	Produtos conformados que apresentam encruamento e não sofreram nenhum tratamento suplementar.
H2	Produtos encruados e parcialmente recozidos para um determinado valor de dureza. Os dígitos seguintes a H2 indicam a quantidade de encruamento residual após o produto ser parcialmente recozido.
H3	Produtos encruados e envelhecidos naturalmente para um determinado valor de dureza.
W	Tratado termicamente resultando num endurecimento instável, diferente dos estados, F, O ou H: aplicável apenas a ligas que envelhecem espontaneamente à temperatura ambiente após tratamento térmico de solubilização.
T	Tratado termicamente para produzir um endurecimento estável, diferente dos estados, F, O ou H: aplica-se a produtos que foram tratados termicamente, por vezes com trabalho mecânico suplementar, de forma a produzir um endurecimento estável. A designação “T” é sempre seguida por um ou mais dígitos.
T1	Arrefecimento desde uma temperatura elevada de enformação, seguido de envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T2	Arrefecimento desde a temperatura elevada de enformação, seguido de trabalho a frio e envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T3	Tratamento térmico de solubilização seguido de trabalho a frio e envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T4	Tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T5	Arrefecimento desde uma temperatura elevada de enformação, seguido de envelhecimento artificial.
T6	Tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento artificial.
T7	Tratamento térmico de solubilização, seguido de sobre-envelhecimento ou estabilização.
T8	Tratamento térmico de solubilização, seguido de trabalho a frio e envelhecimento artificial.
T9	Tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento artificial e trabalho a frio.
T10	Arrefecimento desde a temperatura elevada de enformação, seguido de trabalho a frio e envelhecimento artificial.

“T” representa a chave de identificação do endurecimento por tratamento térmico.

Quando é necessário identificar qualquer variação, em relação a qualquer um dos dez principais tratamentos térmicos (T1,..., T10), acrescentam-se dígitos à designação anteriormente estabelecida, respeitando a condição de que o primeiro dígito acrescentado, não pode ser zero. [7]

Anexo D – Forno

Tabela D.1.: Resultados experimentais para 1º ensaio: SV1=635°C e $t_1=60min$

T forno (°C)	T amostra (°C)	Tempo (min)	V aq. forno (°C/min)	V aq. amost. (°C/min)	ΔT (°C)
63	16	5			47
73	16	6	10	0	57
85	17	7	12	1	68
93	18	8	8	1	75
104	19	9	11	1	85
114	20	10	10	1	94
126	21	11	12	1	105
135	22	12	9	1	113
145	24	13	10	2	121
157	26	14	12	2	131
167	28	15	10	2	139
177	31	16	10	3	146
187	34	17	10	3	153
198	37	18	11	3	161
209	40	19	11	3	169
218	44	20	9	4	174
229	48	21	11	4	181
240	52	22	11	4	188
250	57	23	10	5	193
260	62	24	10	5	198
271	68	25	11	6	203
281	73	26	10	5	208
291	79	27	10	6	212
302	86	28	11	7	216
312	93	29	10	7	219
323	100	30	11	7	223
333	108	31	10	8	225
344	117	32	11	9	227
354	126	33	10	9	228
365	135	34	11	9	230
375	145	35	10	10	230
385	156	36	10	11	229
396	167	37	11	11	229
406	178	38	10	11	228
417	190	39	11	12	227
427	203	40	10	13	224
438	216	41	11	13	222
448	230	42	10	14	218
458	244	43	10	14	214
469	259	44	11	15	210
479	274	45	10	15	205
490	289	46	11	15	201
500	304	47	10	15	196
510	320	48	10	16	190
521	337	49	11	17	184

T forno (°C)	T amostra (°C)	Tempo (min)	V aq. forno (°C/min)	V aq. amost. (°C/min)	ΔT (°C)
531	352	50	10	15	179
542	368	51	11	16	174
552	383	52	10	15	169
563	398	53	11	15	165
574	414	54	11	16	160
583	426	55	9	12	157
594	440	56	11	14	154
605	455	57	11	15	150
615	469	58	10	14	146
625	484	59	10	15	141
636	500	60	11	16	136
636	523	61	0	23	113
636	531	62	0	8	105
636	546	63	0	15	90
636	554	64	0	8	82
636	557	65	0	3	79
636	561	66	0	4	75
636	566	67	0	5	70
636	570	68	0	4	66
636	574	69	0	4	62
636	577	70	0	3	59
636	581	71	0	4	55

Tabela D.2.: Resultados experimentais para 1º ensaio: SV1=650°C e $t_1=60min$

T forno (°C)	T amostra (°C)	Tempo (min)	V aq. forno (°C/min)	V aq. amost. (°C/min)	ΔT (°C)
165	28	14	0	0	137
176	31	15	11	3	145
185	33	16	9	2	152
195	36	17	10	3	159
206	40	18	11	4	166
217	43	19	11	3	174
227	47	20	10	4	180
238	52	21	11	5	186
248	57	22	10	5	191
259	62	23	11	5	197
269	67	24	10	5	202
280	72	25	11	5	208
291	78	26	11	6	213
301	84	27	10	6	217
312	91	28	11	7	221
322	98	29	10	7	224
332	105	30	10	7	227
343	114	31	11	9	229
354	123	32	11	9	231

364	133	33	10	10	231
375	143	34	11	10	232
385	154	35	10	11	231
396	165	36	11	11	231
407	177	37	11	12	230
418	189	38	11	12	229
428	202	39	10	13	226
439	215	40	11	13	224
449	229	41	10	14	220
460	244	42	11	15	216
471	259	43	11	15	212
481	273	44	10	14	208
492	291	45	11	18	201
502	306	46	10	15	196
513	322	47	11	16	191
523	339	48	10	17	184
534	355	49	11	16	179
545	371	50	11	16	174
556	387	51	11	16	169
566	401	52	10	14	165
576	417	53	10	16	159
587	432	54	11	15	155
598	447	55	11	15	151
608	460	56	10	13	148
618	474	57	10	14	144
629	488	58	11	14	141
640	503	59	11	15	137
650	518	60	10	15	132
650	518	61	0	0	132
650	533	62	0	15	117
650	545	63	0	12	105
650	556	64	0	11	94
650	565	65	0	9	85
650	572	66	0	7	78
650	578	67	0	6	72
650	583	68	0	5	67

Tabela D.3.: Resultados experimentais para 1º ensaio: SV1=700°C e $t_1=60\text{min}$

T forno (°C)	T amostra (°C)	Tempo (min)	V aq. forno (°C/min)	V aq. amost. (°C/min)	ΔT (°C)
21	17	0			4
33	17	1	12	0	16
43	18	2	10	1	25
50	18	3	7	0	32
63	18	4	13	0	45
73	18	5	10	0	55
85	19	6	12	1	66
97	19	7	12	0	78

T forno (°C)	T amostra (°C)	Tempo (min)	V aq. forno (°C/min)	V aq. amost. (°C/min)	ΔT (°C)
108	20	8	11	1	88
120	21	9	0	0	99
131	21	10	11	0	110
143	23	11	12	2	120
154	24	12	11	1	130
165	25	13	11	1	140
176	27	14	11	2	149
188	29	15	12	2	159
200	31	16	12	2	169
210	34	17	10	3	176
222	37	18	12	3	185
233	40	19	11	3	193
244	44	20	11	4	200
256	47	21	12	3	209
268	52	22	12	5	216
279	57	23	11	5	222
290	62	24	11	5	228
302	68	25	12	6	234
313	74	26	11	6	239
324	82	27	11	8	242
336	89	28	12	7	247
347	98	29	11	9	249
360	108	30	13	10	252
370	117	31	10	9	253
383	129	32	13	12	254
393	139	33	10	10	254
404	152	34	11	13	252
416	165	35	12	13	251
428	179	36	12	14	249
443	199	37	15	20	244
450	211	38	7	12	239
461	226	39	11	15	235
473	244	40	12	18	229
484	262	41	11	18	222
496	282	42	12	20	214
507	301	43	11	19	206
518	321	44	11	20	197
530	341	45	12	20	189
541	360	46	11	19	181
553	379	47	12	19	174
564	397	48	11	18	167
575	415	49	11	18	160
587	432	50	12	17	155
598	449	51	11	17	149
609	465	52	11	16	144
621	481	53	12	16	140
632	496	54	11	15	136
644	512	55	12	16	132
655	528	56	11	16	127

T forno (°C)	T amostra (°C)	Tempo (min)	V aq. forno (°C/min)	V aq. amost. (°C/min)	ΔT (°C)
667	544	57	12	16	123
678	561	58	11	17	117
690	578	59	12	17	112
700	594	60	10	16	106
700	596	61	0	2	104
700	609	62	0	13	91
700	621	63	0	12	79
700	634	64	0	13	66
700	640	65	0	6	60

Tabela D.4.: Resultados experimentais do 2.º ensaio (programa escolhido)

Programa / Etapa	Tempo (min)	Temperatura real da amostra (°C)	Temperatura programada (°C)	Temperatura do forno (°C)	Potência do forno (%)
Etapa 1 (Step 1 – S1)	0	17	18	17	30
	1	17	22	19	30
	2	17	27	22	30
	3	17	32	26	30
	4	17	37	30	30
	5	17	41	34	30
	6	17	46	38	30
	7	18	51	42	30
	8	18	56	47	35
	9	18	61	53	35
	10	18	66	60	35
	11	19	71	67	35
	12	19	75	77	40
	13	20	80	88	40
	14	21	85	99	40
	15	21	91	111	40
	16	22	95	120	40
	17	23	99	128	40
	18	24	104	137	40
	19	26	109	145	40
	20	27	114	154	40
	21	29	119	165	45
	22	31	124	178	45
	23	33	129	191	45
	24	35	134	203	45
	25	38	138	214	45
	26	42	143	231	50
	27	45	148	248	50

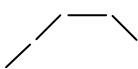
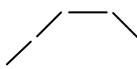
Programa / Etapa	Tempo (min)	Temperatura real da amostra (°C)	Temperatura programada (°C)	Temperatura do forno (°C)	Potência do forno (%)
	28	49	153	264	50
	29	53	158	279	50
	30	59	164	298	50
	31	63	168	309	50
	32	69	172	321	50
	33	76	177	339	55
	34	84	182	357	55
	35	92	187	373	55
	36	102	192	388	55
	37	113	197	405	55
	38	127	202	418	55
	39	139	206	429	55
	40	153	211	441	55
	41	176	216	461	60
	42	193	221	477	60
	43	213	226	493	60
	44	235	231	498	60
	45	256	235	481	60
	46	277	240	468	60
	47	300	246	455	65
	48	312	250	449	65
	49	323	255	442	65
	50	332	260	435	65
	51	339	264	430	65
	52	344	269	424	65
	53	348	274	418	70
	54	351	279	413	70
	55	352	284	409	70
	56	353	289	405	70
	57	353	294	401	70
	58	353	298	397	70
	59	352	303	392	75
	60	352	308	389	75
	61	351	313	385	75
	62	350	318	382	75
	63	348	323	378	75
	64	347	327	376	75
	65	346	332	373	75
	66	344	337	369	80
	67	342	342	366	80
	68	341	347	371	80

Programa / Etapa	Tempo (min)	Temperatura real da amostra (°C)	Temperatura programada (°C)	Temperatura do forno (°C)	Potência do forno (%)
	69	340	352	411	80
	70	341	357	459	80
	71	345	361	500	80
	72	354	366	538	80
	73	367	371	565	80
	74	386	376	548	85
	75	401	381	529	85
	76	413	386	517	85
	77	421	390	509	85
	78	427	395	502	85
	79	432	400	496	85
	80	435	405	489	90
	81	437	410	484	90
	82	437	415	479	90
	83	437	420	474	90
	84	437	424	470	90
	85	436	429	466	90
	86	435	434	463	90
	87	433	440	467	95
	88	433	445	514	95
	89	436	449	561	95
	90	444	453	599	95
	91	458	458	628	95
	92	474	463	608	95
	93	487	468	589	95
	94	498	473	573	100
	95	503	478	566	100
	96	506	482	559	100
	97	508	487	553	100
	98	509	492	547	100
	99	508	497	541	100
	100	508	502	536	100
	101	506	507	532	100
	102	505	511	537	100
	103	505	516	585	100
	104	511	521	632	100
	105	523	526	669	100
	106	540	531	662	100
	107	554	536	638	100
	108	563	541	624	100

Programa / Etapa	Tempo (min)	Temperatura real da amostra (°C)	Temperatura programada (°C)	Temperatura do forno (°C)	Potência do forno (%)
	109	567	545	616	100
	110	568	550	609	100
Etapa 2 (Step 2 – S2)	111	568	550	609	100
	112	568	553	602	100
	113	567	556	596	100
	114	565	559	590	100
	115	563	562	585	100
	116	560	565	585	100
	117	559	568	615	100
	118	563	571	665	100
	119	578	574	692	100
	120	591	577	669	100
	121	599	580	654	100
	122	602	583	644	100
	123	603	585	637	100
	124	601	589	629	100
	125	599	591	624	100
	126	597	594	617	100
	127	593	598	617	100
	128	592	600	637	100
Etapa 3 (Step 3 – S3)	129	592	600	637	100
	130	596	600	684	100
	131	606	600	693	100
	132	615	600	671	100
	133	618	600	660	100
	134	616	600	667	100

Tabela D.5.: Procedimento do programa 1 – passo 4 (para levar as amostras ao estado semi-sólido e para a solubilização)

Programa / Etapa	Procedimento	Ecrã / Visor (Estado semi-sólido)	Ecrã / Visor (Solubilização)
Programa 1 (Pattern 1)	Pressionar sempre em FUNC até aparecer o programa 3). Colocar 1 com ajuda das setas. Registrar pressionando em ENT .	3) PROGRAM DATA PATTERN No.: 1	3) PROGRAM DATA PATTERN No.: 1

Programa / Etapa	Procedimento	Ecrã / Visor (Estado semi-sólido)	Ecrã / Visor (Solubilização)
	Pressionar em FILE . Colocar com ajuda das setas a temperatura de arranque do forno (temperatura que aparece no visor). Registrar pressionando em ENT .	P1 START SV : 24 °C	P1 START SV : 24 °C
	Pressionar em FILE .	P1 GUA SOAK : 0.0 °C, : 00m00s	P1 GUA SOAK : 0.0 °C, : 00m00s
	Pressionar em FILE .	P1 PTN END: 4 PTN RPT: 0	P1 PTN END: 4 PTN RPT: 0
	Pressionar em FILE .	P1 I  S1 I	P1 I  S1 I
Etapa 1 (Step 1 – S1)	Pressionar em FILE . Com ajuda das setas colocar a temperatura que desejamos que acabe a 1ª rampa e registrar com ENT . Mover o cursor para TIME e com ajuda das setas colocar o tempo que desejamos que dure a 1ª rampa e registrar com ENT .	P1 SV : 550 °C S1 TIME : 01h50m	P1 SV : 500 °C S1 TIME : 01h40m
	Pressionar em FILE .	P1-S1 PID No: 0 Alarm No: 0	P1-S1 PID No: 0 Alarm No: 0
	Pressionar em FILE . Colocar N (No) o que significa que não vai acontecer nada. Colocar os tempos a zero.	P1-S1 TS1 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S1 TS1 : [N] : 00h00m/:00h00m
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S1 TS2 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S1 TS2 : [N] : 00h00m/:00h00m
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S1 TS3 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S1 TS3 : [N] : 00h00m/:00h00m
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S1 TS4 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S1 TS4 : [N] : 00h00m/:00h00m

Programa / Etapa	Procedimento	Ecrã / Visor (Estado semi-sólido)	Ecrã / Visor (Solubilização)
Etapa 2 (Step 2 – S2)	Pressionar em ITEM para mudar para a 2ª etapa . Com ajuda das setas colocar a temperatura que desejamos que acabe a 2ª rampa e registar com ENT . Mover o cursor para TIME e com ajuda das setas colocar o tempo que desejamos que dure a 2ª rampa e registar com ENT .	P1 SV : 600 °C S2 TIME : 00h17m	P1 SV : 520 °C S2 TIME : 00h07m
	Pressionar em FILE .	P1-S2 PID No: 0 Alarm No: 0	P1-S2 PID No: 0 Alarm No: 0
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S2 TS1 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S2 TS1 : [N] : 00h00m/:00h00m
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S2 TS2 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S2 TS2 : [N] : 00h00m/:00h00m
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S2 TS3 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S2 TS3 : [N] : 00h00m/:00h00m
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S2 TS4 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S2 TS4 : [N] : 00h00m/:00h00m
Etapa 3 (Step 3 – S3)	Pressionar em ITEM para mudar para a 3ª etapa . Com ajuda das setas colocar a temperatura que desejamos que permaneça o patamar e registar com ENT . Mover o cursor para TIME e com ajuda das setas colocar o tempo que desejamos que dure o patamar e registar com ENT .	P1 SV : 600 °C S3 TIME : 00h05m	P1 SV : 520 °C S3 TIME : 02h00m
	Pressionar em FILE .	P1-S3 PID No: 0 Alarm No: 0	P1-S3 PID No: 0 Alarm No: 0
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S3 TS1 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S3 TS1 : [N] : 00h00m/:00h00m
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S3 TS2 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S3 TS2 : [N] : 00h00m/:00h00m
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S3 TS3 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S3 TS3 : [N] : 00h00m/:00h00m

Programa / Etapa	Procedimento	Ecrã / Visor (Estado semi-sólido)	Ecrã / Visor (Solubilização)
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S3 TS4 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S3 TS4 : [N] : 00h00m/:00h00m
Etapa 4 (Step 4 – S4)	Pressionar em ITEM para mudar para a 4ª etapa . Esta etapa é a de arrefecimento do forno. Com ajuda das setas colocar a temperatura que desejamos que arrefeça o forno e registar com ENT . Mover o cursor para TIME e com ajuda das setas colocar o tempo que desejamos que arrefeça o forno e registar com ENT .	P1 SV : 0 °C S4 TIME : 00h14m	P1 SV : 0 °C S4 TIME : 00h14m
	Pressionar em FILE .	P1-S4 PID No: 0 Alarm No: 0	P1-S4 PID No: 0 Alarm No: 0
	Pressionar em FILE . Colocar Y (Yes) porque no início desta etapa queremos que a porta abra e caia a amostra por curto-circuito. Colocar os tempos a zero pois o 1º tempo corresponde ao tempo para a abertura da porta e o 2º tempo o da permanência da abertura.	P1-S4 TS1 : [Y] : 00h00m/:00h00m	P1-S4 TS1 : [Y] : 00h00m/:00h00m
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S4 TS2 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S4 TS2 : [N] : 00h00m/:00h00m
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S4 TS3 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S4 TS3 : [N] : 00h00m/:00h00m
	Pressionar em FILE . Colocar N. Colocar os tempos a zero.	P1-S4 TS4 : [N] : 00h00m/:00h00m	P1-S4 TS4 : [N] : 00h00m/:00h00m

Tabela D.6.: Procedimento do arranque do controlador (igual para o estado semi-sólido e solubilização)

Procedimento	Ecrã / Visor (Estado semi-sólido e solubilização)
--------------	--

Procedimento	Ecrã / Visor (Estado semi-sólido e solubilização)
Pressionar sempre em FUNC até aparecer o programa 2). Com ajuda das setas colocar RUN .	2) EXEC KEY: [RUN]

Tabela D.7.: Procedimento para visualização do tempo do processo (igual para o estado semi-sólido e solubilização)

Procedimento	Ecrã / Visor (Estado semi-sólido e solubilização)
Pressionar sempre em FUNC até aparecer a função 1).	1) _ _ _ _ _ OUT 0.0%
Pressionar sempre em FILE . Aparece o tempo que falta para finalizar cada etapa.	∇ _ _ _ _ _ TIME 00h00m

Tabela D.8.: Procedimento para alteração da potência do forno (igual para o estado semi-sólido e solubilização)

Procedimento	Ecrã / Visor (Estado semi-sólido e solubilização)
Pressionar sempre em FUNC até aparecer a função 2). Com ajuda das setas alterar para HLD (HOLD start/stop). Registar com ENT .	2) EXEC KEY: [HLD] (RUN-HLD)
Pressionar sempre em FUNC até aparecer a função 4).	4) CONTROL DATA (PID, ALM No.): 1
Pressionar em FILE . Alterar com ajuda das setas a percentagem que se deseja que o forno trabalhe. Registar com ENT .	PID1 OH: 100.0% OL: 0.0%
Pressionar sempre em FUNC até aparecer a função 2). Com ajuda das setas seleccionar HLD . Registar com ENT .	2) EXEC KEY: [HLD] (RUN)

Tabela D.9.: Resultados experimentais do comportamento da temperatura da amostra, forno e programada no decorrer do tratamento de solubilização.

Programa / Etapa	Tempo (min)	Temperatura real da amostra (°C)	Temperatura programada (°C)	Temperatura do forno (°C)	Potência do forno (%)
1ª Rampa (P1=500°C e S1=1h40min)	0	20	19	19	30
	1	21	24	21	30
	2	21	29	24	30
	3	21	34	28	30
	4	21	38	32	30
	5	21	42	36	30
	6	21	48	40	30
	7	21	55	45	30
	8	22	60	51	40
	9	22	63	56	40
	10	22	67	68	40
	11	22	72	79	40
	12	23	77	90	40
	13	23	82	101	40
	14	24	87	111	40
	15	24	92	120	40
	16	26	96	133	45
	17	27	102	148	45
	18	28	106	159	45
	19	29	111	172	45
	20	31	116	184	45
	21	33	121	198	45
	22	35	125	207	45
	23	38	130	223	50
	24	41	135	240	50
	25	44	140	256	50
	26	48	144	271	50
	27	52	149	286	50
	28	57	154	300	50
	29	62	159	314	50
	30	71	164	332	55
	31	80	170	354	55
	32	87	174	369	55
	33	97	179	384	55
	34	108	184	398	55
	35	122	189	414	55
	36	133	193	424	55
	37	148	198	437	55

Programa / Etapa	Tempo (min)	Temperatura real da amostra (°C)	Temperatura programada (°C)	Temperatura do forno (°C)	Potência do forno (%)
	38	163	202	447	55
	39	183	207	461	55
	40	202	212	472	55
	41	220	217	476	55
	42	254	223	453	60
	43	273	228	443	60
	44	287	232	435	60
	45	297	236	430	60
	46	308	240	424	60
	47	319	245	417	65
	48	325	250	411	65
	49	331	255	406	65
	50	334	260	401	65
	51	337	265	396	70
	52	339	270	392	70
	53	340	274	388	70
	54	340	279	384	70
	55	340	284	380	75
	56	339	289	376	75
	57	338	294	372	75
	58	338	298	370	75
	59	336	303	367	75
	60	335	308	364	75
	61	333	313	360	80
	62	332	318	357	80
	63	330	322	355	80
	64	329	327	352	80
	65	327	332	353	80
	66	326	337	387	80
	67	327	343	445	80
	68	330	347	483	80
	69	336	351	515	80
	70	348	356	548	80
	71	367	361	547	85
	72	383	366	526	85
	73	396	370	513	85
	74	407	375	503	85
	75	418	381	493	90
	76	422	385	488	90
	77	425	390	482	90
	78	427	394	477	95

Programa / Etapa	Tempo (min)	Temperatura real da amostra (°C)	Temperatura programada (°C)	Temperatura do forno (°C)	Potência do forno (%)
	79	428	400	471	95
	80	428	404	467	95
	81	428	409	463	95
	82	427	414	459	95
	83	426	419	455	95
	84	424	424	451	95
	85	423	429	455	95
	86	422	433	491	95
	87	424	438	540	95
	88	433	443	589	95
	89	452	447	611	100
	90	466	452	587	100
	91	478	457	570	100
	92	486	462	560	100
	93	491	467	551	100
	94	494	472	544	100
	95	495	476	540	100
	96	496	481	534	100
	97	495	486	529	100
	98	494	491	524	100
	99	493	496	521	100
	100	492	500	540	100
2ª Rampa (P1=520°C, S2=00h07min)	101	493	503	593	100
	102	501	506	637	100
	103	515	509	649	100
	104	529	512	623	100
	105	538	514	609	100
	106	544	517	599	100
	107	547	520	593	100
Patamar (P1=520°C, S3=2h00min)	108	547	520	586	100
	109	547	520	580	100
	110	546	520	574	100
	111	544	520	569	100
	112	541	520	563	100
	113	539	520	559	100
	114	536	520	555	100
	115	533	520	550	100
	116	530	520	546	100
	117	526	520	542	100
	118	523	520	538	100

Programa / Etapa	Tempo (min)	Temperatura real da amostra (°C)	Temperatura programada (°C)	Temperatura do forno (°C)	Potência do forno (%)
	119	520	520	534	100
	120	517	520	531	100
	121	514	520	539	100
	122	513	520	573	100
	123	517	520	619	100
	124	527	520	630	100
	125	537	520	610	100
	126	542	520	598	100
	127	546	520	590	100
	128	547	520	584	100
	129	547	520	579	100
	130	546	520	574	100
	131	545	520	570	100
	132	542	520	564	100
	133	540	520	560	100
	134	538	520	557	100
	135	536	520	553	100
	136	533	520	550	100
	137	530	520	546	100
	138	526	520	541	100
	139	523	520	537	100
	140	520	520	534	100
	141	517	520	531	100
	142	515	520	538	100
	143	514	520	571	100
	144	517	520	614	100
	145	531	520	618	100
	146	535	520	609	100
	147	542	520	597	100
	148	546	520	589	100
	149	547	520	584	100
	150	547	520	579	100
	151	546	520	574	100
	152	545	520	570	100
	153	542	520	564	100
	154	540	520	560	100
	155	538	520	557	100
	156	536	520	553	100
	157	533	520	550	100
	158	530	520	546	100

Programa / Etapa	Tempo (min)	Temperatura real da amostra (°C)	Temperatura programada (°C)	Temperatura do forno (°C)	Potência do forno (%)
	159	528	520	543	100
	160	525	520	539	100
	161	522	520	536	100
	162	519	520	533	100
	163	516	520	532	100
	164	514	520	574	100
	165	517	520	614	100
	166	525	520	627	100
	167	530	520	615	100
	168	537	520	603	100
	169	544	520	590	100
	170	545	520	585	100
	171	546	520	581	100
	172	546	520	576	100
	173	545	520	571	100
	174	544	520	568	100
	175	542	520	563	100
	176	539	520	559	100
	177	537	520	556	100
	178	535	520	553	100
	179	532	520	549	100
	180	530	520	546	100
	181	527	520	542	100
	182	524	520	539	100
	183	522	520	536	100
	184	519	520	533	100
	185	517	520	531	100
	186	514	520	543	100
	187	514	520	583	100
	188	520	520	625	100
	189	530	520	617	100
	190	538	520	600	100
	191	542	520	592	100
	192	545	520	586	100
	193	546	520	581	100
	194	545	520	576	100
	195	545	520	572	100
	196	543	520	567	100
	197	541	520	563	100

Programa / Etapa	Tempo (min)	Temperatura real da amostra (°C)	Temperatura programada (°C)	Temperatura do forno (°C)	Potência do forno (%)
	198	539	520	559	100
	199	537	520	556	100
	200	535	520	552	100
	201	532	520	549	100
	202	530	520	546	100
	203	527	520	542	100
	204	524	520	539	100
	205	522	520	536	100
	206	519	520	533	100
	207	516	520	532	100
	208	514	520	548	100
	209	514	520	580	100
	210	519	520	620	100
	211	528	520	618	100
	212	537	520	602	100
	213	541	520	592	100
	214	544	520	586	100
	215	545	520	581	100
	216	545	520	576	100
	217	544	520	572	100
	218	543	520	568	100
	219	541	520	564	100
	220	539	520	560	100
	221	537	520	557	100
	222	535	520	553	100
	223	532	520	550	100
	224	530	520	546	100
	225	527	520	543	100
	226	525	520	540	100
	227	518	520	544	100

Anexo E - Microdureza

E.1.: Este parágrafo explica a escolha da carga utilizada para o ensaio de microdurezas. Para esta escolha teve-se em atenção a marca do penetrador na amostra e os valores obtidos. A amostra escolhida foi a arrefecida desde o estado semi-sólido (SSM1).

Nesta amostra foram realizadas 6 indentações cada, com as cargas 100, 200, 500 e 1000 gf, durante 15 segundos, cujos resultados se apresentam na tabela E1.

Tabela E1: Resultados da microdurezas Vickers da amostra SSM1 com cargas de 100, 200, 500 e 1000 gf

N.º Indentação	Amostra estado semi-solido			
	100gf	200gf	500gf	1000gf
1	74,9	75,6	68,9	66,9
2	70,2	77,1	73,8	63,8
3	72,0	74,3	74,2	74,2
4	69,4	73,7	69,6	74,0
5	79,8	75,2	67,4	70,4
6	68,8	81,3	76,0	71,4
■ Rejeitando o valor máximo e o valor mínimo				
Valor médio (kgf/mm ²)	71,6	75,5	71,6	70,7
Desvio padrão (kgf/mm ²)	2,5	1,2	2,8	2,9

As marcas geométricas mais definidas foram as que se obtiveram com cargas de 100 e 200gf. As cargas de 500 e 1000gf obviamente são de tamanho maior mas os vértices da pirâmide ficaram mais deformados, o que tornou a medição menos rigorosa e mais difícil de ser efectuada.

O valor médio obtido para as cargas utilizadas diferem pouco embora a carga de 200gf apresente menor desvio padrão. Por este último facto e pela marca do penetrador ser mais visível e melhor definida nas cargas 100 e 200gf, foi então seleccionada esta última para o ensaio de microdureza em todas as amostras deste trabalho.

E.2.: Este parágrafo explica a apresentação dos resultados dos valores de microdureza Vickers.

Distribuição "t de Student"

Se de um universo normal são extraídos "n" números ao acaso, e forem calculados a média (\bar{x}) e o desvio padrão (s) para estes "n" números, então o valor \bar{x} distribui-se de acordo com a função chamada "**t de Student**".

Esta distribuição é utilizada para calcular a probabilidade da distribuição Normal quando a variância da população for desconhecida e para calcular o Intervalo de Confiança na média dos valores medidos.

O intervalo de confiança de $100(1-\alpha)\%$ para a média de uma distribuição aproximadamente normal, onde $(1-\alpha)$ corresponde ao grau de confiança, com variância desconhecida e **n-1** graus de liberdade (ν) tem os limites:

$$\bar{X} \pm t_{st} \times \frac{S}{\sqrt{n}} \quad \text{Eq. e1}$$

Exemplo:

Tabela E.2.: resultado obtido de um ensaio de microdureza

N.º de indentações	HV para estado solido
1	60,2
2	66,5
3	64,1
4	65,6
5	61,9
6	62,8

$$n = 6$$

$$\bar{X} = 63.51$$

$$S = 2.35$$

$$\nu = n - 1 = 5$$

Para 95% de confiança tem-se:

$$1 - \alpha = 0.95 \Leftrightarrow \alpha = 0.05$$

$$\frac{\alpha}{2} = 0.025$$

$$1 - \frac{\alpha}{2} = 0.975$$

Então para $t_{0.975}$ e $\nu=5$ e consultando a tabela da distribuição de t de Student (E.3.) obtêm-se

$$t_{st} = 2.57$$

Logo pela equação e1 acima mencionada o resultado apresenta-se da seguinte maneira

$$63.5 \pm 2.5HV$$

Tabela E.3.: excerto da tabela de distribuição de t de Student

ν	$t_{0.995}$	$t_{0.99}$	$t_{0.975}$	$t_{0.95}$	$t_{0.90}$
1	63,7	31,8	12,7	6,3	3,1
2	9,9	6,9	4,3	2,9	1,9
3	5,8	4,5	3,2	2,4	1,6
4	4,6	3,8	2,8	2,1	1,5
5	4,0	3,4	2,6	2,0	1,5
6	3,7	3,1	2,5	1,9	1,4
7	3,5	3,0	2,4	1,9	1,4
∞	2,6	2,3	2,0	1,6	1,3

! Sabia que...

Student é um pseudônimo de **William Sealy Gosset**, que não podia publicar artigos usando o seu próprio nome.